



# Caractérisation in operando de l'endommagement par électromigration des interconnexions 3D : Vers un modèle éléments finis prédictif

Simon Gousseau

## ► To cite this version:

Simon Gousseau. Caractérisation in operando de l'endommagement par électromigration des interconnexions 3D : Vers un modèle éléments finis prédictif. Science des matériaux [cond-mat.mtrl-sci]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2015. Français. NNT : 2015ENMP0015 . tel-01213669

**HAL Id: tel-01213669**

**<https://pastel.archives-ouvertes.fr/tel-01213669>**

Submitted on 8 Oct 2015

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

École doctorale n° 364 : Sciences Fondamentales et Appliquées

**Doctorat ParisTech**

**T H È S E**

pour obtenir le grade de docteur délivré par

**l'École nationale supérieure des mines de Paris**

**Spécialité “ Sciences et Génie des Matériaux ”**

*Soutenue par*

**Simon GOUSSEAU**

le 26 janvier 2015

**Caractérisation *in operando* de l'endommagement par électromigration  
des interconnexions 3D : vers un modèle éléments finis prédictif**

Directeurs de thèse : **Pierre MONTMITONNET, Karim INAL**

**Jury**

**M. Yves WOUTERS**, Professeur des universités, SIMAP, Grenoble INP  
**M. Roland FORTUNIER**, Professeur de l'institut MinesTelecom, ENISE  
**M. Karim INAL**, Professeur de l'institut MinesTelecom, CEMEF  
**M. Stéphane MOREAU**, Ingénieur-Chercheur, CEA Leti  
**Mme Hélène FRÉMONT**, Maître de Conférences - HDR, IMS-Bordeaux  
**M. Philippe PERDU**, Expert-Senior - HDR, CNES  
**M. Alexis FARCY**, Ingénieur-Chercheur, STMicroelectronics

Président du jury  
Rapporteur  
Examineur  
Examineur  
Examineur  
Examineur  
Invité

**T  
H  
È  
S  
E**



« Demain était annulé - jusqu'à nouvel ordre... »

La zone du dehors, Alain Damasio



# Remerciement

---

Tout d'abord, je remercie Mme Élisabeth Massoni ainsi que messieurs Jean Michailos et Didier Bloch pour leur accueil respectivement au sein du CEMEF des MINES ParisTech à Sophia Antipolis, de l'équipe 3D Interconnects de STMicroelectronics à Crolles et du Laboratoire de Caractérisation et Fiabilité des Composants du CEA Leti à Grenoble.

Je remercie sincèrement Pierre Montmitonnet, Karim Inal et François Bay pour leur aide et la qualité de leur encadrement.

Je remercie tout particulièrement mes encadrants Stéphane Moreau et Alexis Farcy pour leur soutien sans faille tout au long de ces trois belles années, leurs précieux conseils et également pour les très bons moments que j'ai passés auprès d'eux.

Travaillant sur trois sites différents, j'ai eu l'occasion de faire la connaissance de nombreuses personnes avec qui j'ai très fortement apprécié travailler et échanger, que ce soit à Crolles, à Grenoble ou à Sophia. De peur d'oublier l'un d'entre vous, je ne me risquerai pas à tous vous citer, mais un grand merci à chacun de vous !

Au moment où j'écris ces lignes, j'ai une pensée particulière pour Yann, Romain et Benjamin (PMOS). Les deux premiers sont dans la dernière ligne droite de leur rédaction, tandis que le troisième termine bientôt son stage ;- ) Bon courage à vous !

Enfin pour toi, stagiaire ou nouveau doctorant qui aura commencé ce manuscrit par lire ces quelques lignes, profite bien, le temps passe vite !



# Sommaire

---

<b>Nomenclature .....</b>	<b>9</b>
<b>Liste des abréviations .....</b>	<b>11</b>
<b>Introduction .....</b>	<b>13</b>
<b>Chapitre I Électromigration dans des interconnexions en cuivre.....</b>	<b>25</b>
<b>A. Technologies étudiées .....</b>	<b>28</b>
A.I. Interconnexions double-damascène du BEoL .....	28
A.II. Le TSV, brique essentielle de l'intégration 3D .....	30
A.II.1. Généralités sur les TSV .....	30
A.II.2. TSV last haute densité .....	31
<b>B. Phénomène d'électromigration.....</b>	<b>34</b>
B.I. Explication physique .....	34
B.I.1. Principe de base .....	34
B.I.2. Effets observables et impact sur les circuits .....	35
B.I.3. Contrepoids à l'électromigration : la force de retour .....	36
B.I.4. Mécanisme de diffusion atomique .....	37
B.I.5. Effet de concentration du courant .....	39
B.I.6. Conditions de nucléation .....	39
B.II. Méthodologie d'étude .....	41
B.II.1. Méthodes .....	41
B.II.2. Structures de test .....	44
<b>C. Étude de l'électromigration dans les TSV .....</b>	<b>46</b>
C.I. Connaissances issues des études expérimentales .....	46
C.I.1. Position des cavités à la défaillance .....	46
C.I.2. Comportement de la résistance électrique .....	47
C.I.3. Influence de l'épaisseur des lignes.....	49
C.I.4. Paramètres de Black et mécanisme de défaillance .....	49
C.II. Apport des méthodes numériques .....	50
C.II.1. Nucléation et évolution des cavités .....	50
C.II.2. Analyse comparative des forces motrices.....	51
C.II.3. Étude comparative de paramètres.....	53
<b>D. Complément d'étude : électromigration dans le BEoL .....</b>	<b>55</b>
D.I. Défaillance des interconnexions du BEoL.....	55
D.II. Rôle de la microstructure .....	57
D.II.1. Influence des joints de grains .....	57
D.II.2. Impact de l'orientation cristalline.....	58
<b>E. Conclusion .....</b>	<b>60</b>



## ***Chapitre II Développement d'une méthode inédite de caractérisation in operando du phénomène d'électromigration dans les interconnexions 3D ....61***

<b>A. Réalisation du banc de test .....</b>	<b>64</b>
A.I. Choix de la technique d'imagerie .....	64
A.II. Accélération du vieillissement par la température.....	67
A.III. Accélération du vieillissement par l'injection du courant d'électromigration .....	69
A.IV. Caractérisation électrique de la dégradation .....	69
A.V. Conclusion .....	70
<b>B. Validation de la méthodologie et des choix techniques .....</b>	<b>72</b>
B.I. Structure de test et préparation d'échantillons associée .....	72
B.I.1. Méthode pour forcer la localisation des défauts .....	72
B.I.2. Préparation d'échantillons pour des micrographies MEB de qualité.....	74
B.II. Choix des conditions expérimentales .....	75
B.III. Caractérisation de la dégradation par électromigration .....	77
B.III.1. Comportement électrique de l'échantillon .....	77
B.III.2. Évolution du défaut tueur .....	78
B.III.2.a. Cinétique d'évolution .....	78
B.III.2.b. Allongement de la durée de vie par effet réservoir .....	83
B.III.2.c. Chemin préférentiel de diffusion.....	83
B.III.3. Relation entre évolutions de la résistance et du défaut tueur .....	84
<b>C. Conclusion .....</b>	<b>89</b>

## ***Chapitre III Détermination des facteurs d'influence du mécanisme d'endommagement par électromigration .....91***

<b>A. Évolution de la résistance électrique des échantillons .....</b>	<b>95</b>
<b>B. Analyse détaillée du phénomène d'électromigration.....</b>	<b>97</b>
B.I. Les défauts secondaires, un autre point de vue sur l'électromigration .....	97
B.I.1. Cavités dans les amenées de courant .....	98
B.I.2. Cavités à la cathode (I-) .....	100
B.I.3. Extrusions à l'anode (I+) .....	102
B.I.4. Accumulation de matière au-dessus des quatre TSV .....	102
B.I.5. Cavités sous les quatre TSV (côté cathode).....	103
B.II. Caractérisation en temps réel du phénomène, la spécificité de l'étude .....	105
B.II.1. Impact des conditions de test .....	105
B.II.1.a. Sur la phase de nucléation .....	105
B.II.1.b. Sur la croissance des cavités .....	106
B.II.2. Phénomène de guérison des cavités.....	110
B.II.3. Formation des îlots de type B.....	112
B.III. La microstructure, un paramètre déterminant ?.....	115
B.III.1. Microstructure initiale des échantillons.....	115
B.III.2. Influence de la microstructure sur la nucléation .....	116
B.III.3. Impact de la microstructure sur la croissance des cavités.....	118
<b>C. Discussion du modèle analytique de Frank .....</b>	<b>124</b>

D. Conclusion.....	127
<b>Chapitre IV Premiers pas vers un modèle éléments finis, prédictif et multiphysique ....</b>	<b>129</b>
<b>A. Cahier des charges et définition du modèle multiphysique .....</b>	<b>132</b>
A.I. Objectifs et limites .....	132
A.II. Détails du modèle multiphysique .....	133
A.II.1. Problème thermo-électrique .....	133
A.II.2. Problème d'électromigration .....	134
A.II.3. Problème mécanique .....	138
A.II.4. Conditions de nucléation .....	141
A.III. Synthèse du modèle .....	141
<b>B. Implémentation du modèle éléments finis .....</b>	<b>143</b>
B.I. Outils de simulation par éléments finis .....	143
B.I.1. Logiciel Forge.....	143
B.I.2. Logiciel COMSOL Multiphysics .....	143
B.II. Présentation de la méthodologie .....	143
B.III. Implémentation du modèle .....	144
B.III.1. Géométries et valeurs numériques utilisées .....	145
B.III.2. Étape 1 : couplage thermo-électrique.....	146
B.III.2.a. Équations.....	146
B.III.2.b. Données du problème.....	147
B.III.2.c. Résultats .....	149
B.III.3. Étape 2 : deux grains .....	150
B.III.3.a. Équations.....	150
B.III.3.b. Données du problème.....	150
B.III.3.c. Résultats .....	151
B.III.4. Étape 3 : rôle de la contrainte mécanique .....	152
B.III.4.a. Équations.....	152
B.III.4.b. Données du problème.....	153
B.III.4.c. Résultats .....	153
B.III.5. Étape 4 : passage à une structure complexe.....	155
B.III.5.a. Équations.....	155
B.III.5.b. Données du problème.....	155
B.III.5.c. Résultats .....	156
<b>C. Application au cas du TSV <i>last</i> haute densité .....</b>	<b>161</b>
C.I. Polarisation vers le haut .....	161
C.II. Polarisation vers le bas .....	163
<b>D. Conclusion.....</b>	<b>165</b>
<b>Conclusion.....</b>	<b>167</b>
<b>Bibliographie.....</b>	<b>173</b>
<b>Annexe A : paramètres de résistance.....</b>	<b>184</b>



# Nomenclature

---

$A$	Facteur pré-exponentiel de l'équation de Black	$h.A^n.m^{-2n}$
$C$	Tenseur de rigidité	$Pa$
$C_a$	Concentration atomique	$m^{-3}$
$c_p$	Capacité thermique volumique	$J.kg^{-1}.K^{-1}$
$C_v$	Concentration de lacunes	$m^{-3}$
$C_{v0}$	Concentration de lacunes initiales	$m^{-3}$
$C_{veq}$	Concentration de lacunes à l'équilibre	$m^{-3}$
$d_{ijkl}$	Composantes du tenseur de diffusion élastique	$m^2.s^{-1}$
$D_a$	Coefficient de diffusion atomique	$m^2.s^{-1}$
$D_v$	Coefficient de diffusion lacunaire	$m^2.s^{-1}$
$D_v$	Version tensorielle du coefficient de diffusion lacunaire	$m^2.s^{-1}$
$D_v(\sigma)$	Coefficient de diffusion lacunaire dépendant des contraintes mécaniques	$m^2.s^{-1}$
$D_{v0}$	Facteur pré-exponentiel du coefficient de diffusion lacunaire	$m^2.s^{-1}$
$e$	Charge élémentaire de l'électron	$C$
$E$	Module de Young	$Pa$
$E_a$	Energie d'activation à la diffusion	$J(eV)$
$f$	Rapport du volume des lacunes sur celui des atomes	<i>Sans unité</i>
$G$	Terme source = terme de production ou annihilation de lacunes	$m^{-3}.s^{-1}$
$G_s$	Terme source simplifié = terme de production ou annihilation de lacunes	$m^{-3}.s^{-1}$
$I$	Matrice identité	<i>Sans unité</i>
$I_0$	Valeur de l'intensité de courant	$A$
$\vec{J}_c$	Flux de lacunes partiel induit par le gradient de concentration	$m^{-2}.s^{-1}$
$\vec{J}_{em}$	Flux de lacunes partiel propre à l'électromigration	$m^{-2}.s^{-1}$
$\vec{J}_s$	Flux de lacunes partiel induit par le gradient de contraintes mécaniques	$m^{-2}.s^{-1}$
$\vec{J}_T$	Flux de lacunes partiel induit par le gradient de température	$m^{-2}.s^{-1}$
$\vec{J}_v$	Flux de lacunes total	$m^{-2}.s^{-1}$
$K$	Facteur pré-logarithmique du modèle de [Frank2011a]	$\Omega$
$Q^*$	Chaleur de transport	$J$
$T$	Température	$K$
$T_0$	Température de référence pour le calcul des contraintes résiduelles	$K$
$T_R$	Température de référence pour le calcul des paramètres thermo-électrique	$K$

$t$	Temps	$s$
$u_i$	Composantes du vecteur champ de déplacements	$m$
$V$	Potentiel électrique	$V.m^{-1}$
$\vartheta$	Volume	$m^3$
$x_i$	Composantes du repère orthonormé dans lequel les calculs sont effectués	<i>Sans unité</i>
$Z^*$	Charge effective des atomes métalliques	<i>Sans unité</i>
$\alpha_T$	Coefficient de dilatation thermique	$K^{-1}$
$\alpha_R$	Coefficient d'évolution de la résistance en fonction de la température	$\Omega.m.K^{-1}$
$\Delta\vartheta$	Variation de volume	$m^3$
$\epsilon$	Tenseur des déformations totales	<i>Sans unité</i>
$\epsilon_{kl}$	Composantes du tenseur des déformations totales	<i>Sans unité</i>
$\epsilon^{el}$	Déformation élastique	<i>Sans unité</i>
$\epsilon^m$	Déformation induite par la migration de lacunes	<i>Sans unité</i>
$\epsilon_{ij}^m$	Composantes de la déformation induite par la migration de lacunes	<i>Sans unité</i>
$\epsilon^g$	Déformation induite par la génération de lacunes	<i>Sans unité</i>
$\epsilon_{ij}^g$	Composantes de la déformation induite par la génération de lacunes	<i>Sans unité</i>
$\epsilon^{th}$	Déformation induite par la thermique	<i>Sans unité</i>
$\epsilon^v$	Déformation induite par l'électromigration	<i>Sans unité</i>
$\delta_{ij}$	Symbole de Kronecker	<i>Sans unité</i>
$\vec{\nabla}$	Opérateur gradient	$m^{-1}$
$\vec{\nabla} \cdot$	Opérateur divergence	$m^{-1}$
$\Omega$	Volume atomique	$m^3$
$\Omega_v$	Volume d'une lacune	$m^3$
$\rho_m$	Masse volumique	$kg.m^{-3}$
$\sigma$	Tenseur des contraintes mécaniques	$Pa$
$\sigma_e$	Conductivité électrique	$S.m^{-1}$
$\sigma_e^0$	Conductivité électrique de référence (à 20 °C)	$S.m^{-1}$
$\sigma_H$	Contrainte hydrostatique	$Pa$
$\sigma_{ij}$	Composantes du tenseur de contraintes mécaniques	$Pa$
$\sigma_T$	Conductivité thermique	$W.m^{-1}.K^{-1}$
$\tau$	Constante de temps	$s$

# Liste des abréviations

---

AFC	Atomic Flux Convergence	Convergence des flux atomiques
AFD	Atomic Flux Divergence	Divergence des flux atomiques
BEoL	Back-End of Line	Réseau d'interconnexions, qui relie notamment les dispositifs du FEoL entre eux
CMP	Chemical-Mechanical Polishing	Polissage mécano-chimique
DISA	Digital Image Speckle Analysis	Analyse d'images digitales « speckle »
EBSD	Electron BackScatter Diffraction	Diffraction des électrons rétrodiffusés
ECD	Electrochemical Deposit	Dépôt électrochimique
EELS	Electron Energy Loss Spectroscopy	Spectroscopie des pertes d'énergie
EFTEM	Energy filtered Transmission Electron Microscope/Microscopy	Microscope/Microscopie électronique à transmission à énergie filtrée
FEoL	Front-End of Line	Ensemble de dispositifs qui assurent la fonctionnalité de la puce
FIB-SEM	Focus Ion Beam – Scanning Electron Microscope	Faisceau d'ions focalisés – microscope électronique à balayage
IC	Integrated Circuit	Circuit intégré
ITRS	International Technology Roadmap for Semiconductors	Feuille de route technologique internationale pour les semi-conducteurs
KOZ	Keep-Out Zone	Zone d'exclusion
MEB		Microscope/Microscopie Électronique à Balayage
MET		Microscope/Microscopie Électronique à Transmission
MTTF	Mean Time To Failure	Temps moyen à la défaillance
PCB	Printed Circuit Board	Circuit imprimé
RDL	ReDistribution Layer	Couche de redistribution du courant
SiP	System in Package	Système en boîtier
SiV	Stress induced Voiding	Cavités induites par la contrainte
SoC	System on Chip	Système sur puce
TDDb	Time-Dependent Dielectric Breakdown	Rupture du diélectrique entraînant à la formation d'un chemin de conduction
TSV	Through Silicon Via	Via traversant le silicium
3D		Tridimensionnelle



# Introduction

Voilà près de 60 ans, l'histoire de la microélectronique débute avec la création du premier transistor (1947) et du premier circuit intégré (1958). Depuis, les progrès permanents ont conduit au monde d'aujourd'hui, dans lequel la microélectronique est omniprésente : téléphonie, informatique, électroménager, automobile, *etc.*<sup>1</sup> Après la domotique ou l'internet des objets, deux domaines prometteurs de développement, quelle sera la prochaine étape ? Probablement l'homme. Alors que les avancées technologiques sont déjà utilisées pour redonner l'ouïe par exemple, les prévisions et les fantasmes voient bien au-delà de l'homme réparé et parlent d'homme augmenté [LANCE2010].

## Constitution d'un système microélectronique

Pour commencer, il convient de définir les principales parties d'un système électronique. La carte électronique, appelée encore circuit imprimé (**Printed Circuit Board**, PCB), connecte l'ensemble des composants électroniques (figure 1-a). Parmi ceux-ci se trouvent les circuits intégrés (**Integrated Circuit**, IC), également appelés puces électroniques. Ils sont généralement constitués d'un boîtier d'encapsulation (figure 1-b) dans lequel se trouve notamment une puce en silicium. Cette dernière communique avec le PCB par l'intermédiaire des interconnexions du boîtier.

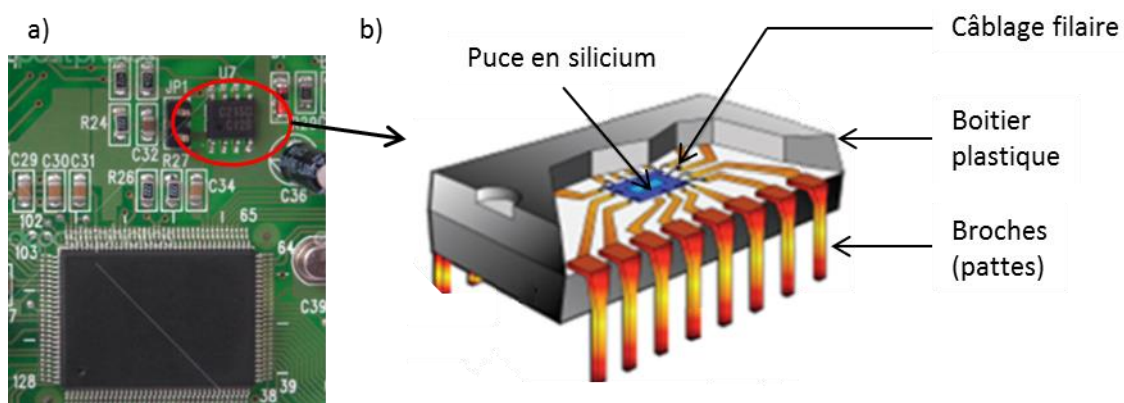


Figure 1 : présentation a) du PCB et b) d'un boîtier à broches avec une puce [CADIX2010]

Comme l'illustre la figure 2, la puce est un substrat semi-conducteur, couramment en silicium, qui intègre deux briques de base : le **Front-End of Line** (FEoL) et le **Back-End of Line** (BEoL). Le premier est formé des divers composants assurant la fonctionnalité de la puce, tels que les transistors. Ils sont connectés électriquement par un réseau d'interconnexions métalliques, le BEoL.

Pour augmenter les performances, le principal moteur consiste à réduire la taille des transistors. Cette évolution est illustrée par la célèbre loi de Moore [MOORE1965], qui prévoit le doublement de la densité de transistors dans les microprocesseurs tous les deux

<sup>1</sup> Pour une analyse détaillée de l'histoire de la microélectronique, le lecteur est invité à se référer aux travaux de [CADIX2010] ou [MATHERAT2007].



ans. Pourtant, si ce critère est essentiel, à tel point qu'il sert à se repérer dans la fresque d'évolution de la microélectronique, d'autres développements sont tout autant nécessaires. Parmi ceux-ci, la réduction des dimensions du BEoL, pour suivre la diminution du FEoL, est déterminante. Il ne faut pas oublier non plus le remplacement de l'aluminium par le cuivre dans les interconnexions, pour abaisser la résistance électrique et améliorer la fiabilité. Enfin, l'apparition des matériaux à très faible constante diélectrique [AIMADEDDINE2008] a également été une avancée cruciale pour diminuer les délais de transmission, appelés communément « facteur RC ».

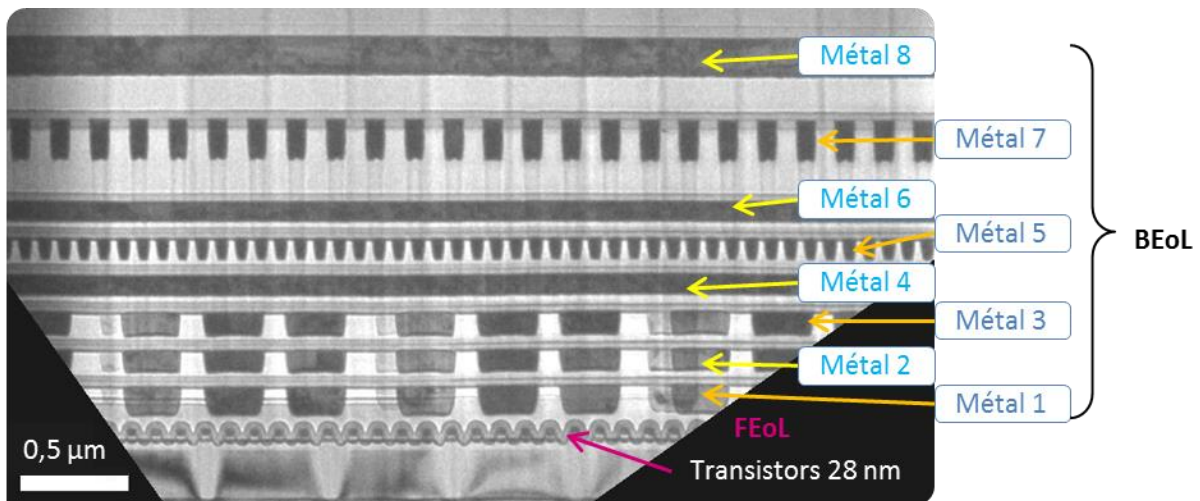


Figure 2 : schématisation du lien entre BEoL et FEoL

Ces quelques exemples démontrent la constante évolution des technologies de la microélectronique dans le but d'améliorer les performances des puces ou de réduire les dimensions. Pourtant, avant l'application de ces technologies à un produit, leur fiabilité est à démontrer.

### La fiabilité, une caractéristique indispensable à la commercialisation d'une technologie

La fiabilité d'une technologie est sa capacité à assurer sa fonction pendant une période de temps définie par le cahier des charges en fonction du profil de mission. Ainsi, pour un industriel comme STMicroelectronics, il s'agit de garantir à ses clients qu'un certain pourcentage de puces atteint une durée de vie minimale<sup>1</sup>. Ces deux paramètres sont définis selon le champ d'application. Par exemple, pour les produits à destination du marché de l'automobile, un temps minimal à la défaillance de dix ans est requis pour 99,99 % des puces.

Les causes de défaillance sont classées en trois principales catégories : les défauts générés par l'environnement, la dégradation induite par les charges électroniques et celle causée par le transport de matière.

La fiabilité environnementale fait référence à la défaillance due aux particules en suspension dans l'air. Le mécanisme de défaillance le plus répandu est la corrosion des métaux (figure 3). Un autre mode concerne l'endommagement généré par les particules

<sup>1</sup> Dans le cadre de l'obsolescence programmée, il pourrait s'agir également de définir une durée de vie maximale.

finies (biologiques, minérales, issues des énergies fossiles, etc.), qui justifie l'utilisation de l'« emballage » (*packaging*) et la production en salles propres.

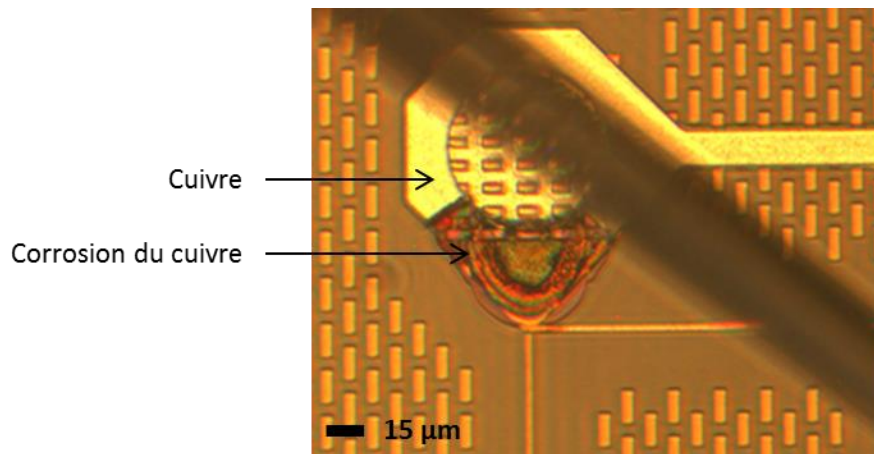


Figure 3 : micrographie optique de l'endommagement par corrosion d'un plot en cuivre

La dégradation induite par les charges électroniques fait référence à la conduction dans les isolants et les semi-conducteurs. Elle inclut tout d'abord la rupture du diélectrique, dont un effet est notamment le passage d'un courant qui crée un court-circuit. Le second mécanisme de défaillance de cette catégorie est lié à l'effet des porteurs chauds, ou plus spécifiquement des « électrons chauds ». Les derniers mécanismes de défaillance sont la décharge électrostatique et la sur-contrainte électrostatique (figure 4).

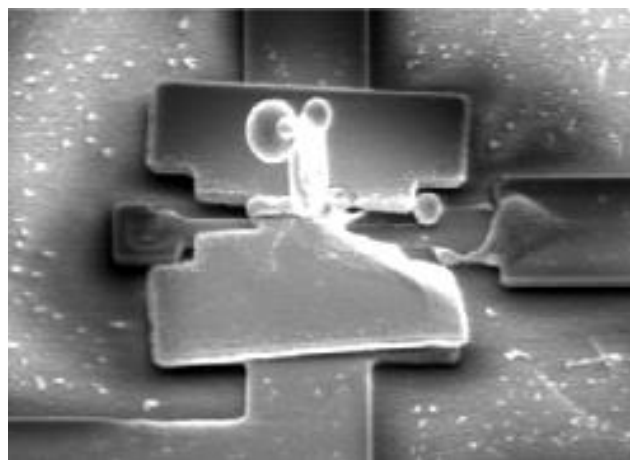


Figure 4 : micrographie électronique à balayage de la fusion locale induite par une sur-contrainte électrostatique [SANGAMESWARAN2012]

La défaillance liée à la diffusion atomique décrit les mécanismes d'interdiffusion, la formation des cavités ou de fissures sous l'effet de la contrainte (***Stress Induced-Voiding***, SiV) ou l'électromigration. La première est responsable de la formation de composés ou de l'effet Kirkendall, susceptible de générer des cavités. Elle induit également le phénomène de peste pourpre, qui survient par réaction de l'or avec l'aluminium lorsqu'ils sont mis en contact (figure 5). L'électromigration est un déplacement de matière dans une ligne métallique soumise à une forte densité de courant (quelques méga-ampères par centimètre carré), qui provoque parfois l'ouverture des lignes ou la formation d'un court-circuit.

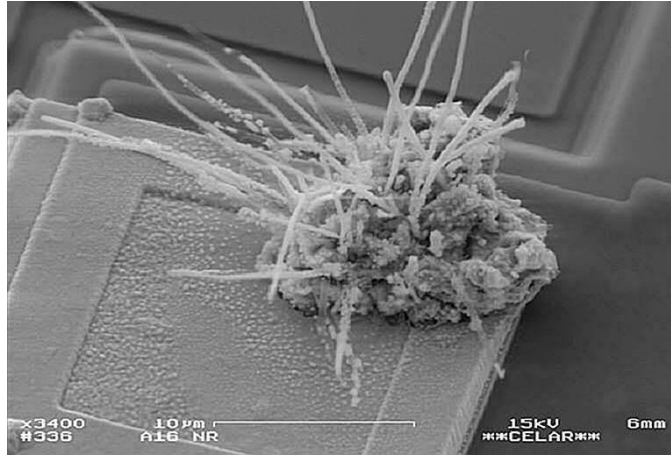


Figure 5 : micrographie au microscope électronique à balayage de la peste pourpre par réaction entre l'or et l'aluminium [ANADEF]

Pour vérifier la fiabilité des technologies, des méthodes sont conçues pour tester indépendamment les mécanismes de défaillance sur des structures spécifiques. Le tableau 1 propose trois exemples, un pour chacune des catégories présentées précédemment.

Tableau 1 : exemples de méthodes de test adaptées à un cas par famille de défaillance

Mécanisme	Corrosion	Rupture du diélectrique	Électromigration
Méthode de test	Stockage en chaleur humide	Application d'une tension constante (TDDB <sup>1</sup> )	Application d'un courant et maintien à haute température
Critère mesurable/observable	Intégrité de la structure	Changement de comportement de la courbe de courant	Augmentation de la résistance électrique
Exemple	Figure 3	Figure 6-a	Figure 6-b

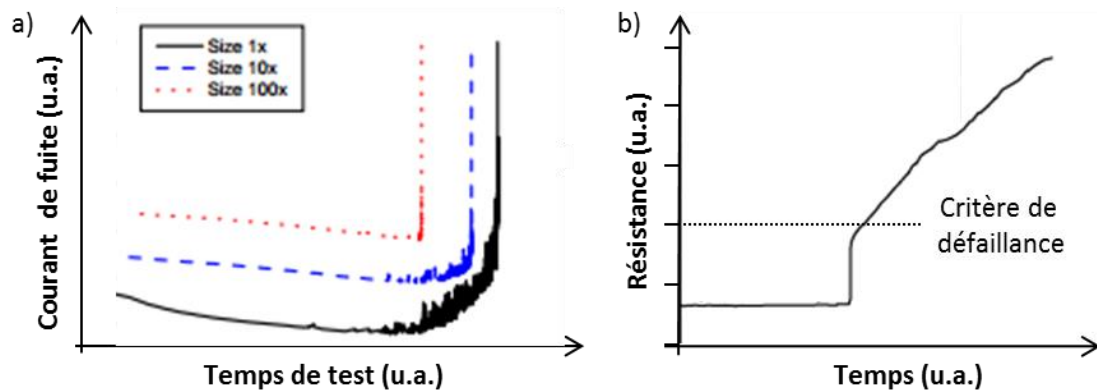


Figure 6 : illustration des courbes étudiées pour a) un test TDDB [CHEN2009], b) un test d'électromigration

Avec des temps à la défaillance de plusieurs années, il n'est pas envisageable de tester la fiabilité des technologies sur de telles durées. Les contraintes (thermomécaniques, électriques, cycles thermiques, etc.) appliquées aux échantillons sont donc augmentées pour accélérer le vieillissement. Même ainsi, les tests durent potentiellement jusqu'à quelques mois. En considérant alors le nombre de mécanismes de défaillance et les différents

<sup>1</sup> Time-Dependent Dielectric Breakdown, rupture du diélectrique entraînant à la formation d'un chemin de conduction

paramètres à faire varier pour optimiser les technologies, l'étude de la fiabilité ralentit considérablement leur mise sur le marché.

Pour remédier à ce problème, l'utilisation des méthodes numériques est une solution de plus en plus privilégiée. Elles présentent un intérêt considérable en termes de coûts et de temps. D'une part, elles limitent le nombre d'échantillons à produire. D'autre part, les durées de simulation sont incomparables à celles des essais expérimentaux. Cependant, pour développer un modèle prédictif fiable, un haut niveau de compréhension du phénomène est nécessaire, ce qui suppose généralement son observation.

Cependant, aussi critique que soit la fiabilité des technologies, elle n'est pas le seul élément qui détermine l'évolution du domaine de la microélectronique. Pour améliorer les performances, la tendance est depuis toujours à la miniaturisation des composants, ce qui a abouti à la notion de systèmes sur puce (SoC, *System on Chip*). Le besoin de diversification est également apparu, et a conduit à la notion de systèmes en boîtier (SiP, *System in Package*). Ces deux approches sont appelées respectivement *More Moore* et *More than Moore*. Cependant, malgré les efforts fournis, les limites physiques de ces deux voies d'évolution approchent. Pour dépasser ce problème, un nouveau mode de conception des puces électroniques a commencé à être développé depuis environ dix ans : l'utilisation de la troisième dimension. La figure 7 illustre ce principe.

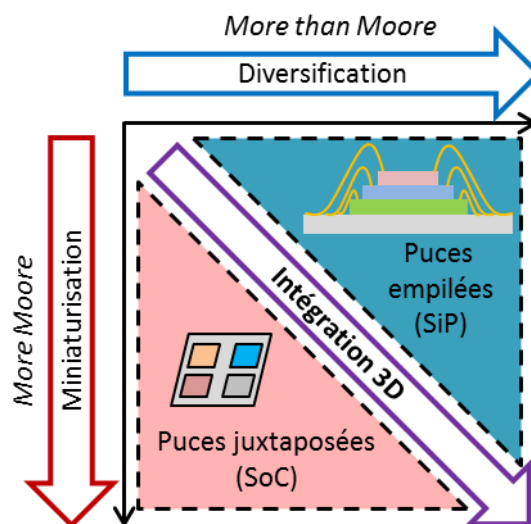


Figure 7 : l'intégration 3D, association des deux modes d'évolution précédents

### L'intégration tridimensionnelle (3D) pour poursuivre l'amélioration des circuits

L'intégration 3D consiste en l'empilement des circuits intégrés (figure 8-a), afin de réduire leur encombrement et de diminuer la longueur des interconnexions. Les pertes par effet Joule sont alors limitées et les délais de transmission réduits. La figure 8-b illustre l'intégration 3D, en comparant cette évolution avec la construction des immeubles dans les villes pour remplacer les maisons. Pour une même surface au sol, un nombre considérablement supérieur d'habitants est logé. Il est également bien plus rapide d'aller voir son voisin de palier que celui de la maison d'à côté.

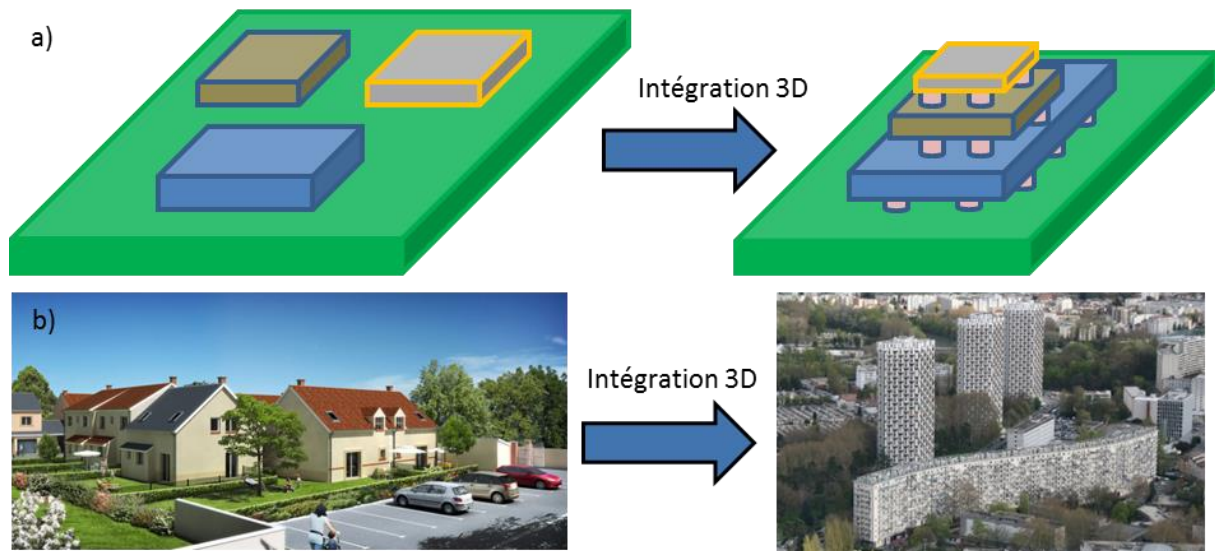


Figure 8 : a) illustration du gain de place et de la réduction de la longueur des interconnexions grâce à l'intégration 3D, b) comparaison avec la construction des immeubles pour remplacer les maisons dans les villes

Le développement de l'intégration 3D est guidé par les applications hautes performances, que ce soit la transmission de l'information (bande passante), la densification ou la diversification des systèmes. Les applications visées concernent par exemple le domaine du multimédia et l'informatique en nuage (*cloud computing*), pour laquelle la quantité de données à échanger ne cesse de croître. La figure 9 illustre une feuille de route de l'évolution de l'intégration 3D, qui souligne l'intégration de puces hétérogènes et la densification des systèmes.

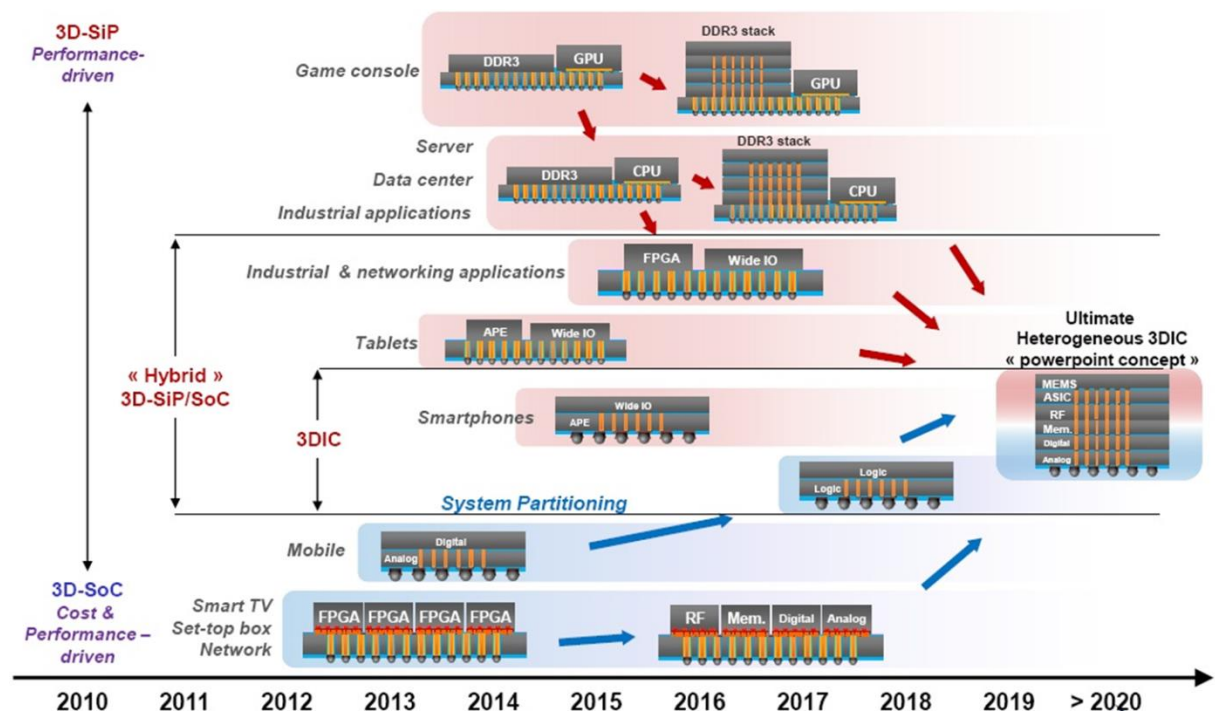


Figure 9 : feuille de route de l'intégration 3D [YOLE2013]

Si l'intégration n'a pas été appliquée plus tôt, c'est qu'elle nécessite un investissement initial colossal pour développer de nouveaux procédés de fabrication. En effet, il est nécessaire de développer de nouveaux procédés et de nouvelles technologies pour assurer



les connexions inter- et intra-puces. Peuvent être cités, par exemple, les vias traversant le silicium (**Through Silicon Vias**, TSV), les piliers de cuivre, les micro-inserts ou encore la couche de redistribution du courant (**ReDistribution Layer**, RDL).

La figure 10 présente un cas concret d'une puce « hautes performances », développée conjointement par STMicroelectronics, ST-Ericsson et le CEA Leti. Une puce mémoire (RAM) est empilée sur une puce logique (comme par exemple un microprocesseur), elle-même placée au-dessus d'un substrat. Des microbilles connectent les deux puces, tandis que des piliers de cuivre relient le substrat et la puce logique. Les niveaux métalliques de part et d'autre de cette dernière sont connectés grâce aux TSV.

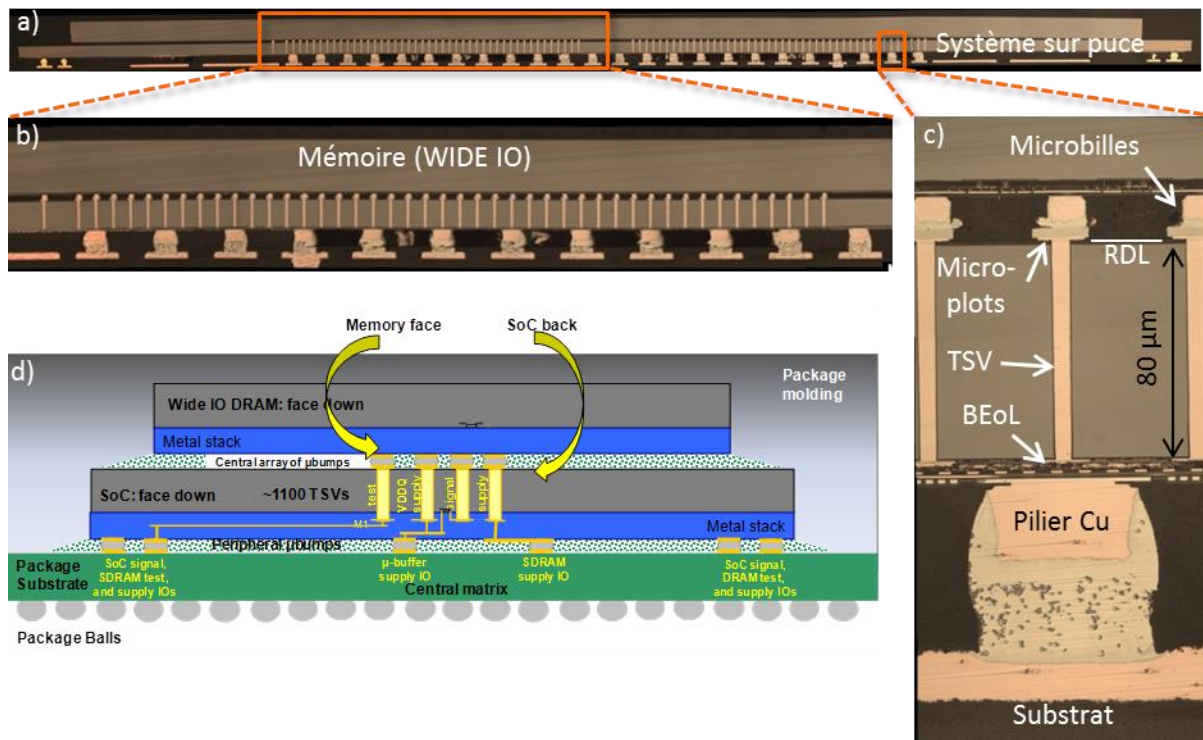


Figure 10 : exemple d'empilement 3D [COUDRAIN2012]

L'intégration 3D repose donc sur le développement de nouvelles technologies d'interconnexions. Le passage du stade de prototype industriel à un produit commercialisable est conditionné notamment par la preuve de leur fiabilité.

### **La fiabilité des interconnexions 3D, une étude complexe...**

Les mécanismes de dégradation présentés pour les circuits intégrés planaires restent des menaces pour la fiabilité des technologies 3D.

Cependant, avec le passage à l'intégration 3D, l'ampleur du changement oblige à s'interroger sur de potentiels nouveaux modes de défaillance. En ce sens, ce changement s'apparente plus à l'étape qui a vu le cuivre remplacer l'aluminium, qu'à l'amélioration continue des lignes métalliques en cuivre. Par exemple, la diffusion du métal dans le silicium concerne les interconnexions en cuivre, alors que c'était un risque inexistant pour l'aluminium. Dans le cas des interconnexions 3D, leurs dimensions sont très grandes devant celles du BEoL, d'un facteur mille environ (figure 10-c). Il est donc légitime de supposer que la fiabilité de ces dernières, vis-à-vis des mécanismes connus, est altérée. Il faut donc consacrer des tests à cette étude.

Pour un empilement caractéristique de l'intégration 3D comme illustré à la figure 10, la figure 11 illustre certains des mécanismes de défaillance spécifiques à analyser. L'étude comporte deux volets. Le premier concerne la fiabilité propre aux interconnexions 3D. La seconde est relative à leurs effets sur les technologies « traditionnelles », telles que les interconnexions, le diélectrique du BEoL et les composants du FEoL.

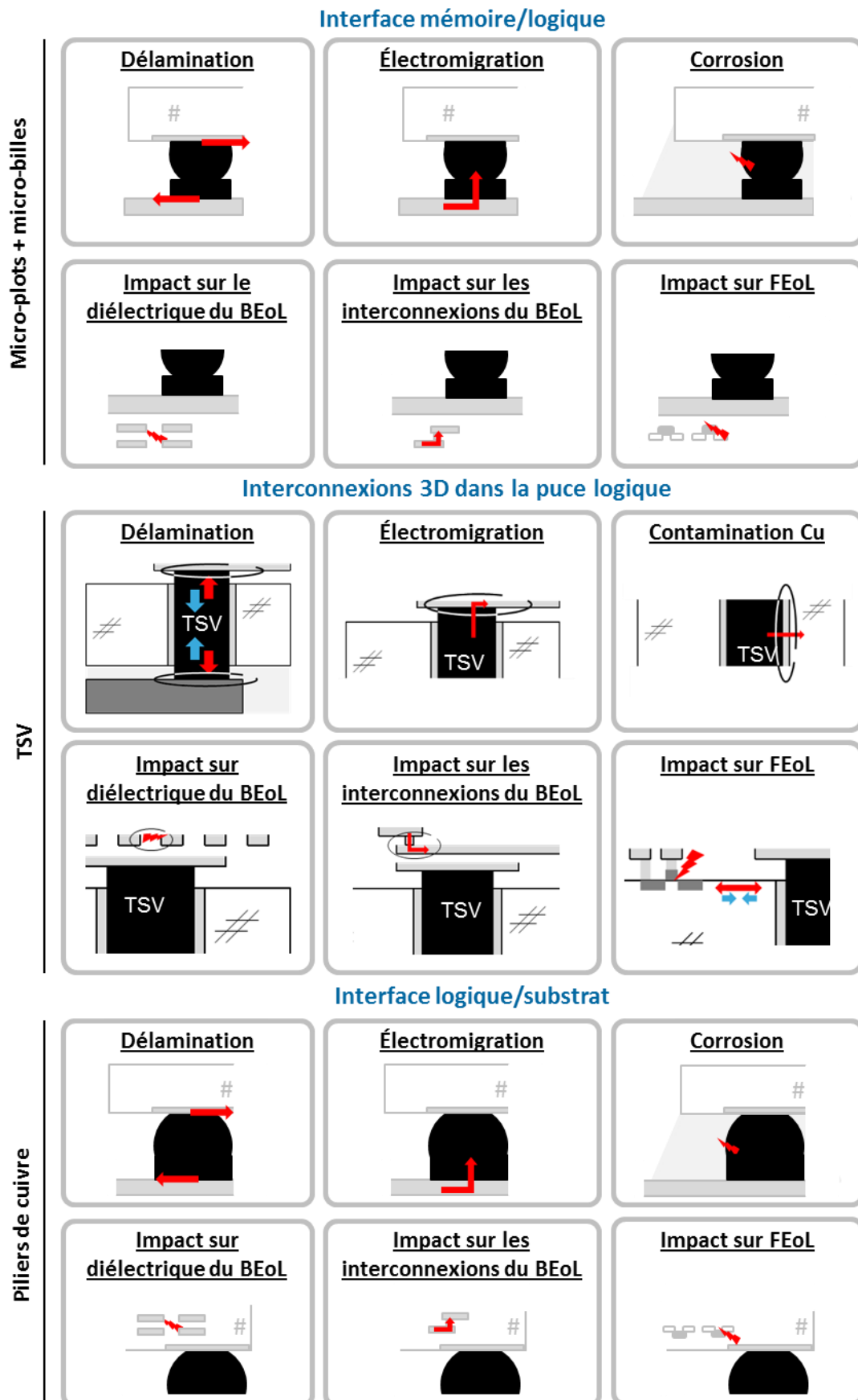


Figure 11 : mécanismes de défaillance à étudier pour l'intégration 3D présenté à la figure 10 (liste non exhaustive)



Comme la microélectronique est un monde en perpétuel changement, les tests de fiabilité des technologies ne sont pas encore terminés que les technologies évoluent déjà.

### ...et promise à un bel avenir

La figure 10 illustre clairement l'écart de dimensions entre les interconnexions 3D et le BEoL ou le FEoL. Ainsi, l'amélioration des performances reste encore limitée. Pour suivre les besoins du marché, les recherches se concentrent sur la réduction des dimensions des nouvelles technologies.

Le TSV est au cœur de l'intégration 3D, son évolution est donc représentative de celle du domaine. La figure 12 illustre la feuille de route proposée par un groupement d'experts internationaux du domaine des semi-conducteurs, l'ITRS<sup>1</sup>, sur la réduction des TSV entre les périodes 2011 – 2014 et 2015 – 2018. La figure souligne la variation des dimensions de la technologie selon la fonction des éléments du circuit qu'elle connecte.

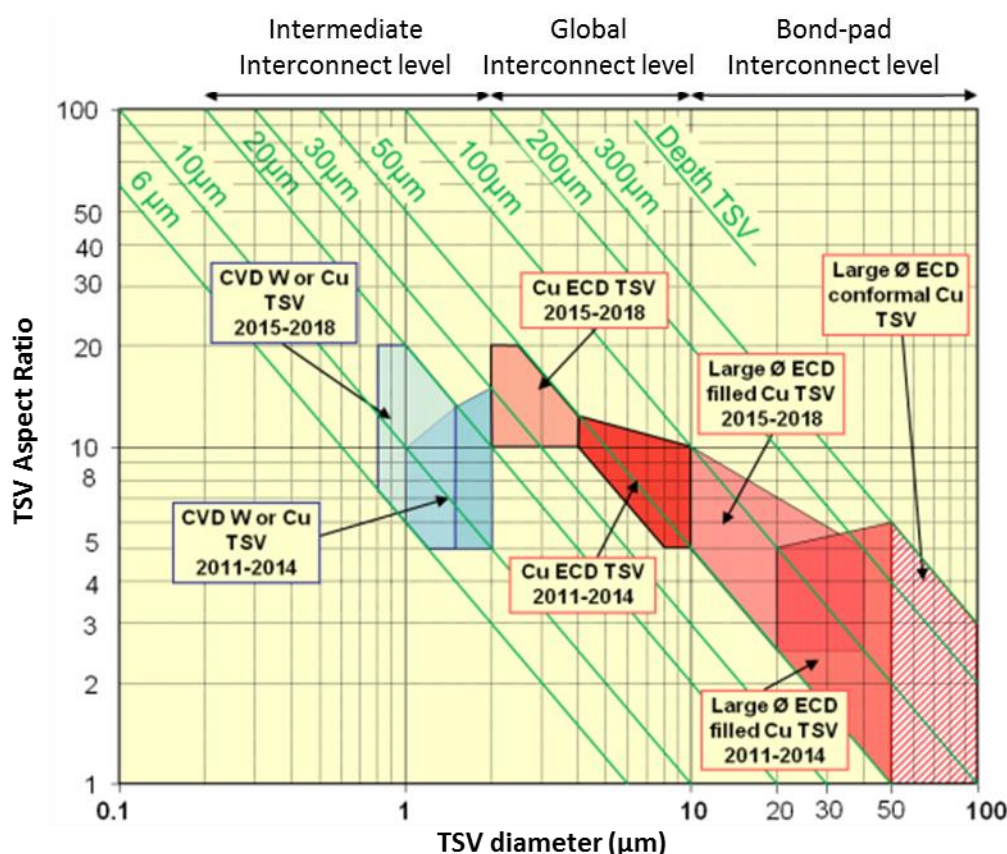


Figure 12 : feuille de route de l'évolution des dimensions des TSV [ITRS2011]

Alors que la figure s'arrête au niveau intermédiaire, il est déjà envisagé que les interconnexions 3D, telles que le collage direct, assureront la connexion entre les composants élémentaires. Leurs dimensions seront alors similaires à celles des lignes métalliques du BEoL. Au travers de la réduction de la limite d'espacement entre deux interconnexions (*pitch* en anglais), la figure 13 illustre cette évolution.

<sup>1</sup> International Technology Roadmap for Semiconductors

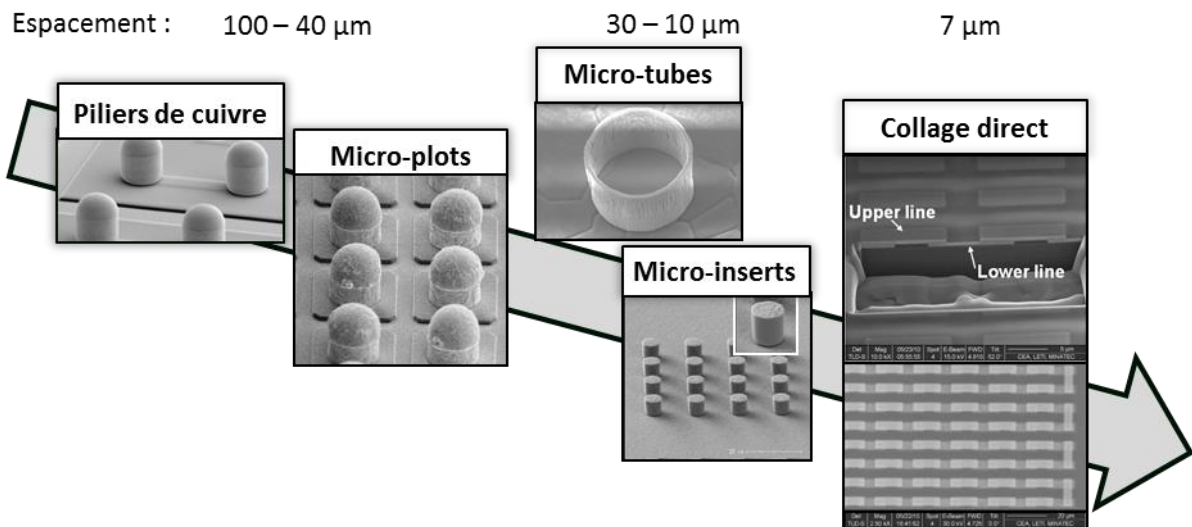


Figure 13 : réduction de l'espacement limite entre les interconnexions pour augmenter la densité d'intégration (image Y. Beilliard)

Avec l'évolution prévue, de nouveaux problèmes seront rencontrés, tels que la courbure des substrats en silicium. Ce risque augmente avec l'amincissement des puces et donc la diminution de leur rigidité. L'amincissement accroît également les risques liés à la thermique, puisque la quantité de silicium pour dissiper la chaleur se réduit. Ainsi, un avenir radieux, ou tout du moins occupé, est prévu pour les fiabilistes.

### En résumé, l'avenir commence maintenant

L'évolution ininterrompue de la microélectronique nécessite des études de fiabilité répétées pour que l'amélioration continue ou disruptive des technologies respecte les recommandations internes de durée de vie requises dans les différents domaines applicatifs. Pour valider la fiabilité des interconnexions du BEoL, dont les dimensions se réduisent, les tests sont clairement définis.

Cependant, avec l'intégration 3D, la fiabilité de nouvelles technologies est à vérifier. De plus, l'écart de dimensions entre celles-ci et les interconnexions classiques est si important, que la fiabilité des dernières s'en trouve potentiellement affectée.

Parmi les mécanismes de défaillance, l'électromigration est un phénomène présentant un risque majeur. De plus, afin d'atteindre le niveau de performances requis par le marché, les feuilles de route prévoient une diminution forte des dimensions des nouvelles interconnexions. Le TSV, en tant que brique fondamentale de l'intégration 3D, reflète cette évolution. Comme la diminution des dimensions s'accompagnera au mieux d'une intensité de courant constante, mais plus probablement de sa hausse, la densité de courant augmentera continuellement. Ainsi, la criticité de la dégradation par électromigration ne cessera de croître et il sera nécessaire de s'assurer de la fiabilité des technologies avant de les commercialiser.

Cependant, même en conditions de vieillissement accéléré, les études de fiabilité de ce mode de défaillance sont longues et coûteuses. En comparaison des seules interconnexions du BEoL, l'intégration 3D multiplie les technologies à tester, donc la durée des tests également. Pour gagner du temps et réduire les coûts, l'utilisation des méthodes

numériques est prévue. Elles nécessitent une compréhension précise du phénomène d'étude, donc sa caractérisation.

Suite aux problématiques qui sont soulevées, l'objectif de cette thèse est de développer une méthode de caractérisation afin de comprendre précisément le mécanisme de dégradation par électromigration dans les empilements 3D. La méthode est appliquée au cas du TSV, technologie caractéristique et indispensable de l'intégration 3D.

Dans un second temps, l'étude a pour objectif la construction d'un modèle numérique pour prédire la fiabilité des technologies. Un tel modèle doit considérer deux phases : une pour l'apparition des défauts, l'autre pour leur évolution. Cependant, cet objectif n'est atteignable qu'en s'y consacrant entièrement. C'est la raison pour laquelle, cette étude limitera le développement du modèle à la première phase.

Pour préparer le développement de la méthode de caractérisation et la construction du modèle prédictif, le premier chapitre est consacré à l'état de l'art des travaux sur l'électromigration dans les TSV. Comme la technologie est encore récente, peu de résultats sont publiés. Pour cette raison, la littérature sur l'électromigration dans les interconnexions en cuivre du BEoL est également analysée en tant que source d'inspiration. Les deux technologies seront donc également présentées.

Grâce à l'analyse précédente, le second chapitre établit le cahier des charges de la méthode *in operando* de caractérisation. D'une part, il s'agit de définir les caractéristiques techniques à atteindre. D'autre part, des résultats expérimentaux, que la méthode doit être en mesure de retrouver, sont décrits. Le besoin et la réalisation technique sont décrits en parallèle, plutôt que de les présenter l'un après l'autre. Enfin, pour la valider, la dégradation d'un échantillon avec une technologie particulière, le TSV *last* haute densité, est caractérisée.

L'étude est poursuivie au chapitre III, avec la caractérisation d'échantillons testés à différentes conditions d'accélération. Cette analyse est l'opportunité de déterminer les limites de la méthodologie et de démontrer son intérêt. Ce chapitre conclut la partie expérimentale de cette thèse.

Le quatrième et dernier chapitre détaille le modèle prédictif de la dégradation par électromigration. Il présente ensuite son implémentation sur deux logiciels de simulation par éléments finis : Forge® et COMSOL Multiphysics®. Le modèle est alors appliqué à un cas proche de la technologie étudiée aux chapitres précédents.

Enfin, le bilan des travaux est établi et les perspectives de l'étude sont présentées.

# Chapitre I

## Électromigration dans des interconnexions en cuivre

---

<b>A. Technologies étudiées .....</b>	<b>28</b>
A.I. Interconnexions double-damascène du BEoL .....	28
A.II. Le TSV, brique essentielle de l'intégration 3D .....	30
A.II.1. Généralités sur les TSV .....	30
A.II.2. TSV last haute densité .....	31
<b>B. Phénomène d'électromigration.....</b>	<b>34</b>
B.I. Explication physique .....	34
B.I.1. Principe de base .....	34
B.I.2. Effets observables et impact sur les circuits.....	35
B.I.3. Contrepoids à l'électromigration : la force de retour.....	36
B.I.4. Mécanisme de diffusion atomique.....	37
B.I.5. Effet de concentration du courant .....	39
B.I.6. Conditions de nucléation.....	39
B.II. Méthodologie d'étude .....	41
B.II.1. Méthodes .....	41
B.II.2. Structures de test .....	44
<b>C. Étude de l'électromigration dans les TSV .....</b>	<b>46</b>
C.I. Connaissances issues des études expérimentales .....	46
C.I.1. Position des cavités à la défaillance .....	46
C.I.2. Comportement de la résistance électrique .....	47
C.I.3. Influence de l'épaisseur des lignes .....	49
C.I.4. Paramètres de Black et mécanisme de défaillance .....	49
C.II. Apport des méthodes numériques .....	50
C.II.1. Nucléation et évolution des cavités.....	50
C.II.2. Analyse comparative des forces motrices .....	51
C.II.3. Étude comparative de paramètres .....	53
<b>D. Complément d'étude : électromigration dans le BEoL .....</b>	<b>55</b>
D.I. Défaillance des interconnexions du BEoL.....	55
D.II. Rôle de la microstructure .....	57
D.II.1. Influence des joints de grains.....	57
D.II.2. Impact de l'orientation cristalline .....	58
<b>E. Conclusion .....</b>	<b>60</b>



L'intégration 3D est un pan de la microélectronique en plein développement. Après les difficultés de développement liées aux procédés de fabrication, les technologies doivent prouver leur résistance aux divers modes de défaillance. Parmi les mécanismes présentés en introduction, il semble judicieux de s'intéresser plus particulièrement à l'électromigration. Ce phénomène représente un fort risque de défaillance, à la fois dans les interconnexions traditionnelles et pour les nouvelles technologies 3D. De plus, les feuilles de route de réduction de l'intégration 3D laissent présager une croissance de ce risque.

L'objectif de ce premier chapitre est d'étudier l'état de l'art sur l'endommagement par électromigration afin d'acquérir les connaissances requises pour le développement de la méthode de caractérisation. Cette première étape est également nécessaire en vue d'analyser les résultats qui seront obtenus expérimentalement. Cependant, comme la technologie des vias traversant le silicium (*Through Silicon Via*, TSV) est récente, peu d'études sont publiées. Les travaux concernant l'électromigration dans les interconnexions du *Back-End of Line* (BEoL) sont donc également décrits.

Ce premier chapitre présente tout d'abord la technologie TSV et les interconnexions en cuivre du BEoL. Ensuite, les bases du phénomène d'électromigration sont expliquées. Les premières études publiées sur la fiabilité des TSV sont étudiées en troisième partie, avant de terminer par les résultats sur le BEoL.

## A. Technologies étudiées

Les interconnexions électriques jouent un rôle fondamental dans les circuits intégrés. Le BEoL connecte les éléments du *Front-End of Line* (FEoL) entre eux et avec l'extérieur. Pour l'intégration 3D, les TSV relient électriquement les deux faces d'une même puce en vue de la transmission verticale de l'information.

Cette partie présente l'intégration des deux technologies.

### A.1. Interconnexions double-damascène du BEoL

Le réseau d'interconnexions du BEoL est un ensemble de lignes métalliques distribuées sur quatre à dix niveaux, connectés les uns aux autres par des vias (figure 1.1).

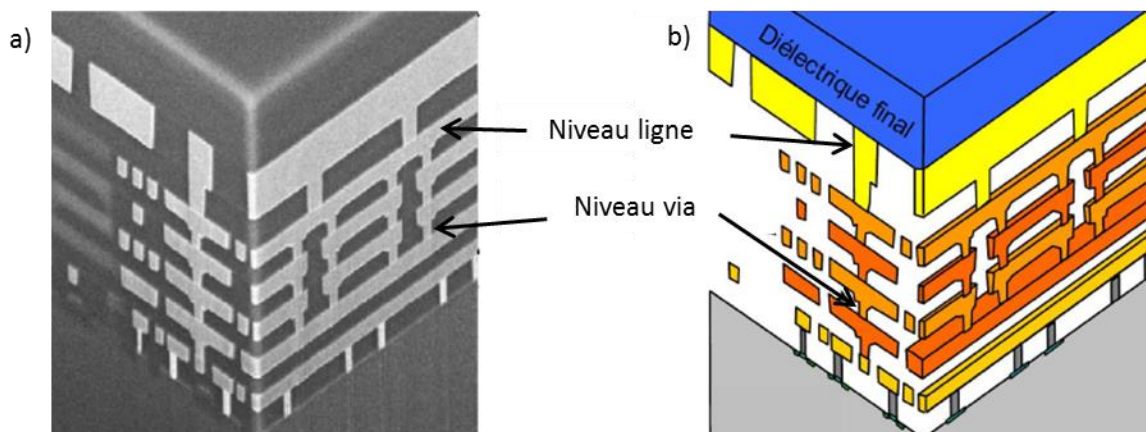


Figure 1.1 : réseau d'interconnexions du BEoL a) micrographies et b) schéma [DOYEN2009]

Aux débuts de la microélectronique, les interconnexions du BEoL sont produites en aluminium. Ce matériau abondant est un bon conducteur électrique. De plus, grâce à l'existence d'une gravure sélective, le procédé de fabrication des niveaux métalliques est relativement simple. Cependant, pour suivre la miniaturisation des transistors, les dimensions des interconnexions se réduisent continuellement, entraînant une hausse de leur résistance électrique. Les performances des circuits sont alors diminuées, notamment concernant les délais de transmission de l'information [NTRS1997]. Un changement de matériau s'est alors imposé.

Parmi les différents candidats, tels que l'or et l'argent, le cuivre se démarque. Il possède une meilleure conductivité électrique que l'aluminium et abonde également. De plus, sa meilleure résistance à l'électromigration est déjà démontrée [GRONE1961]. Son adoption tarde pourtant, car elle nécessite un changement radical du procédé de fabrication et donc un fort investissement initial. En 1997, IBM annonce la réalisation de la première puce avec les interconnexions entièrement en cuivre [ANDRICACOS1998]. Les autres acteurs du marché suivent alors le mouvement.

Pour réaliser des interconnexions en cuivre, un procédé de forge utilisé à Damas et datant de plusieurs siècles est adapté à la microélectronique : le procédé damascène [KAANTA1991]. Il consiste à creuser le motif des lignes métalliques après photolithographie dans un diélectrique déposé sur la face avant de la puce (figure 1.2). Une barrière à la diffusion du cuivre recouvre les faces inférieures et les flancs de chaque niveau. Elle est

généralement composée d'une couche de TaN/Ta ou TiN. Par ailleurs, un matériau de passivation est déposé en surface du cuivre pour éviter sa diffusion.

Avant d'intégrer simultanément le via et la ligne, devenant alors le procédé double-damascène, la première version consistait à les réaliser en deux séries d'étapes distinctes.

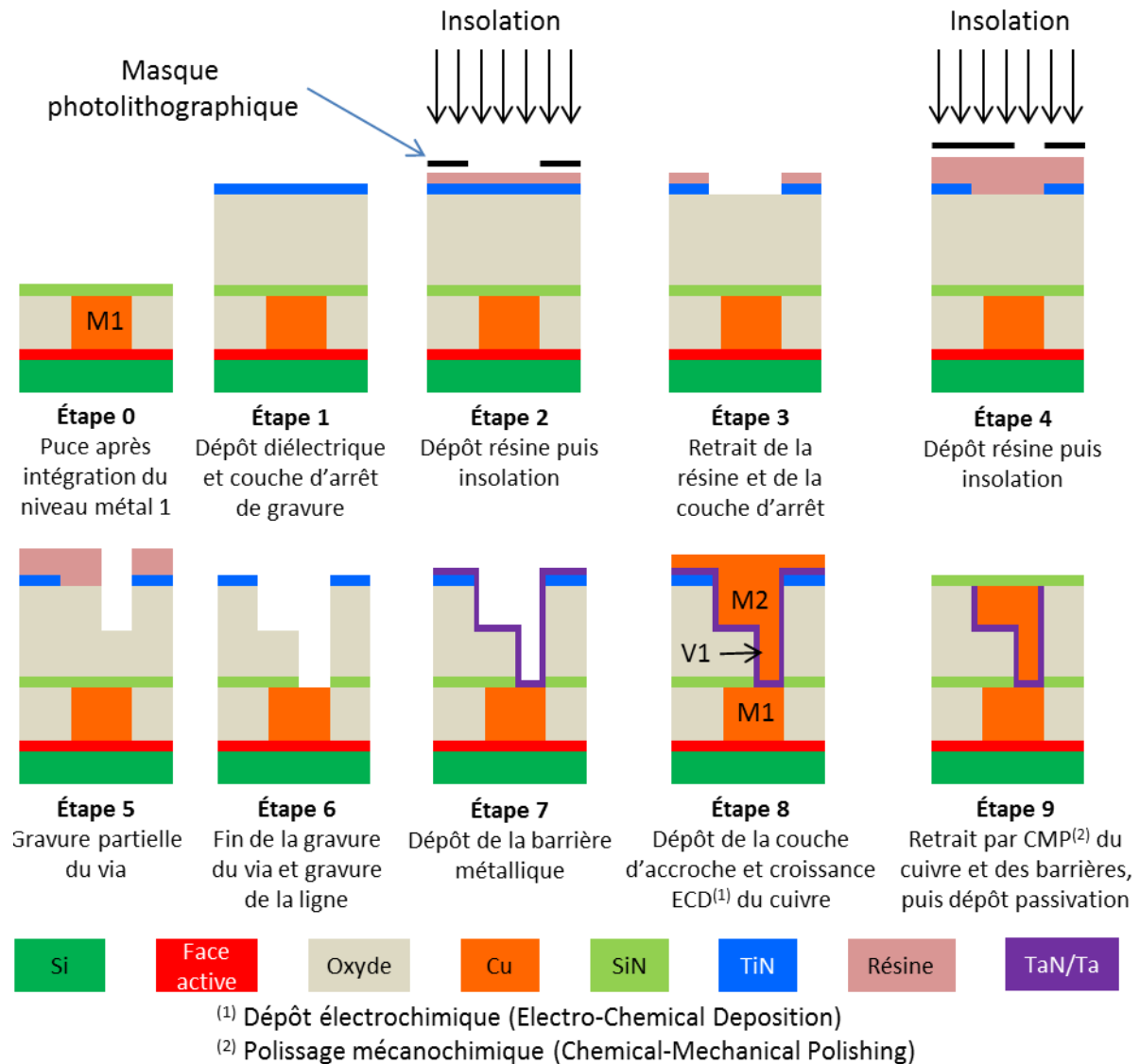


Figure 1.2 : détails du procédé d'intégration double-damascène

En résumé, le procédé double-damascène est développé spécifiquement pour l'intégration des interconnexions en cuivre. Le métal est confiné entre une barrière métallique et une couche de passivation. Les niveaux fonctionnent par paire entre le via et la ligne.

La prochaine partie présente la technologie TSV, objet principal de cette étude.



## A.II. Le TSV, brique essentielle de l'intégration 3D

Aux prémices de l'intégration 3D, les puces empilées communiquaient entre elles par câblage filaire, avec un substrat ou un boîtier comme intermédiaire. Or, du fait de la taille des plots de connexion (50 – 70  $\mu\text{m}$ ) et de leur positionnement en bords de puces, ceux-ci définissaient la taille minimale des puces. L'amélioration des performances était donc limitée. Les TSV sont développés notamment pour remédier à ce problème.

Cette partie présente la technologie générale des TSV, avant de se concentrer sur un cas particulier.

### A.II.1. Généralités sur les TSV

Les TSV sont des interconnexions intra-puces, qui relient électriquement le BEoL de la face avant et la couche de la RDL de la face arrière (figure 1.3). Leur hauteur est donc égale à l'épaisseur de silicium de la puce et dépend de l'application. Elle atteint jusqu'à quelques centaines de micromètres.

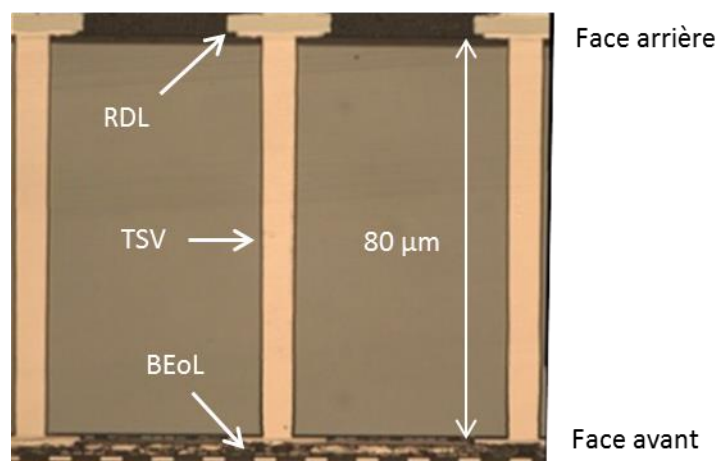


Figure 1.3 : Vue en coupe illustrant que les TSV sont des connexions métalliques intra-puce [COUDRAIN2012]

La figure 1.4 représente une cartographie de la variété existante des dimensions de TSV, chacune visant un type d'applications. La notion de TSV middle réfère à l'étape d'intégration du TSV dans la puce. En effet, trois catégories existent : *first*, *middle* et *last*. Les premiers sont réalisés avant le FeoL, les deuxièmes après le FeoL mais avant le BEoL, et les derniers après le BEoL.

Une différence majeure entre les technologies de TSV est le remplissage partiel ou total de la cavité (équivalent à l'étape 8 de figure 1.2). Au CEA Leti, la cavité reste partiellement creuse pour les TSV dont le diamètre est supérieur à 15  $\mu\text{m}$  afin de limiter le temps de dépôt et les coûts. Pour les TSV de plus faible volume, le remplissage est total pour maximiser la section conductrice et limiter ainsi leur résistance électrique.

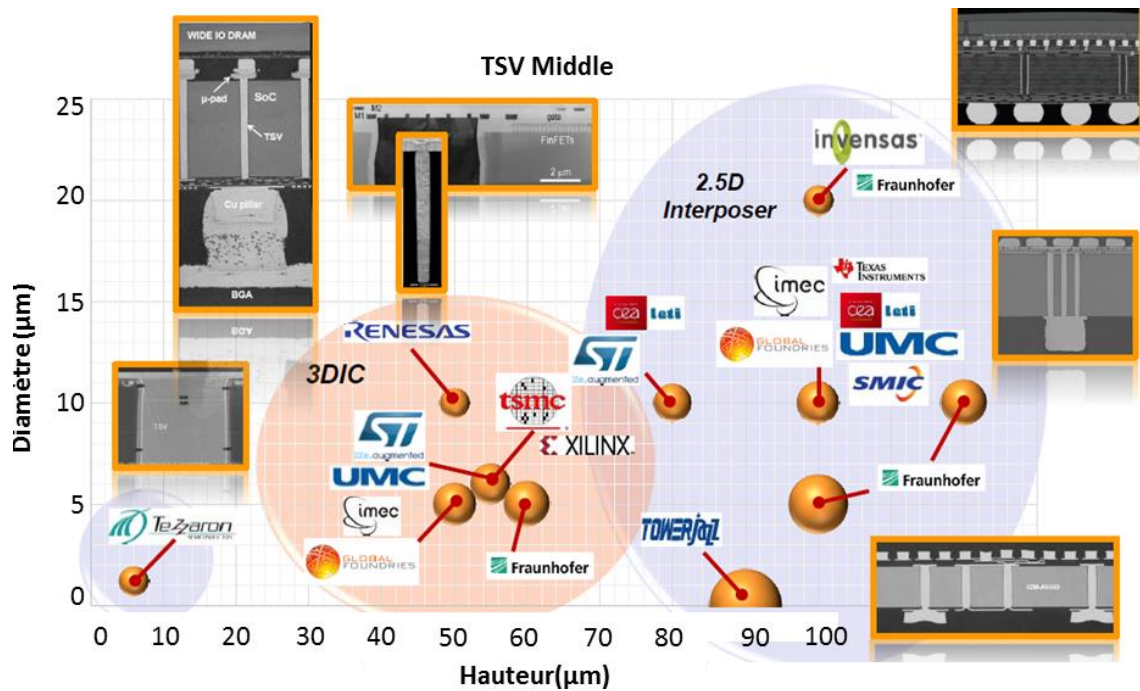


Figure 1.4 : cartographie non exhaustive des différentes technologies de TSV-middle existantes [YOLE2014]

Pour atteindre l'objectif de hautes performances, les feuilles de route prévoient l'aminçissement des puces jusqu'à une épaisseur inférieure à la dizaine de micromètres. Les interconnexions qui répondent actuellement le mieux à cet objectif sont regroupées sous le label « haute densité », dont un exemple est présenté à la partie suivante.

#### A.II.2. TSV last haute densité

Avec une hauteur de 15 µm et un diamètre<sup>1</sup> de 3 µm (figure 1.5), le TSV *last* haute densité est conçu pour une densité d'intégration de  $10^6 \text{ cm}^{-2}$ . Il est le plus petit TSV développé par le CEA Leti au commencement de cette thèse. Ses dimensions en font le TSV le plus à risque vis-à-vis de l'électromigration. Par ailleurs, l'analyse de sa fiabilité par [FRANK2013] constitue une base de départ pour cette thèse.

Pour ces deux raisons, ce TSV est choisi comme technologie d'étude.

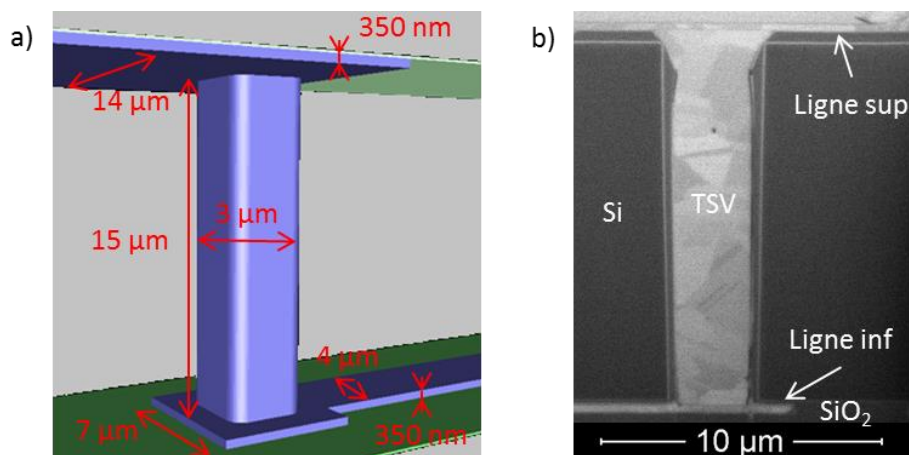


Figure 1.5 : présentation du TSV last haute densité a) sur Forge® b) micrographie en coupe

<sup>1</sup> Le terme de diamètre est utilisé, mais leur forme réelle est plutôt carrée avec les coins arrondis.

La figure 1.6 présente le procédé de fabrication des TSV *last* haute densité. Les étapes 6 à 11 sont communes à l'ensemble des technologies de TSV. Pour représenter la future application, à l'étape 3, la puce est collée à une plaque de silicium de plus grande épaisseur (d'environ 700  $\mu\text{m}$  d'épaisseur). Les applications visées empilent une succession de puces fines, donc le substrat épais ne sera plus nécessaire. Compte tenu des dimensions, le TSV est entièrement rempli.

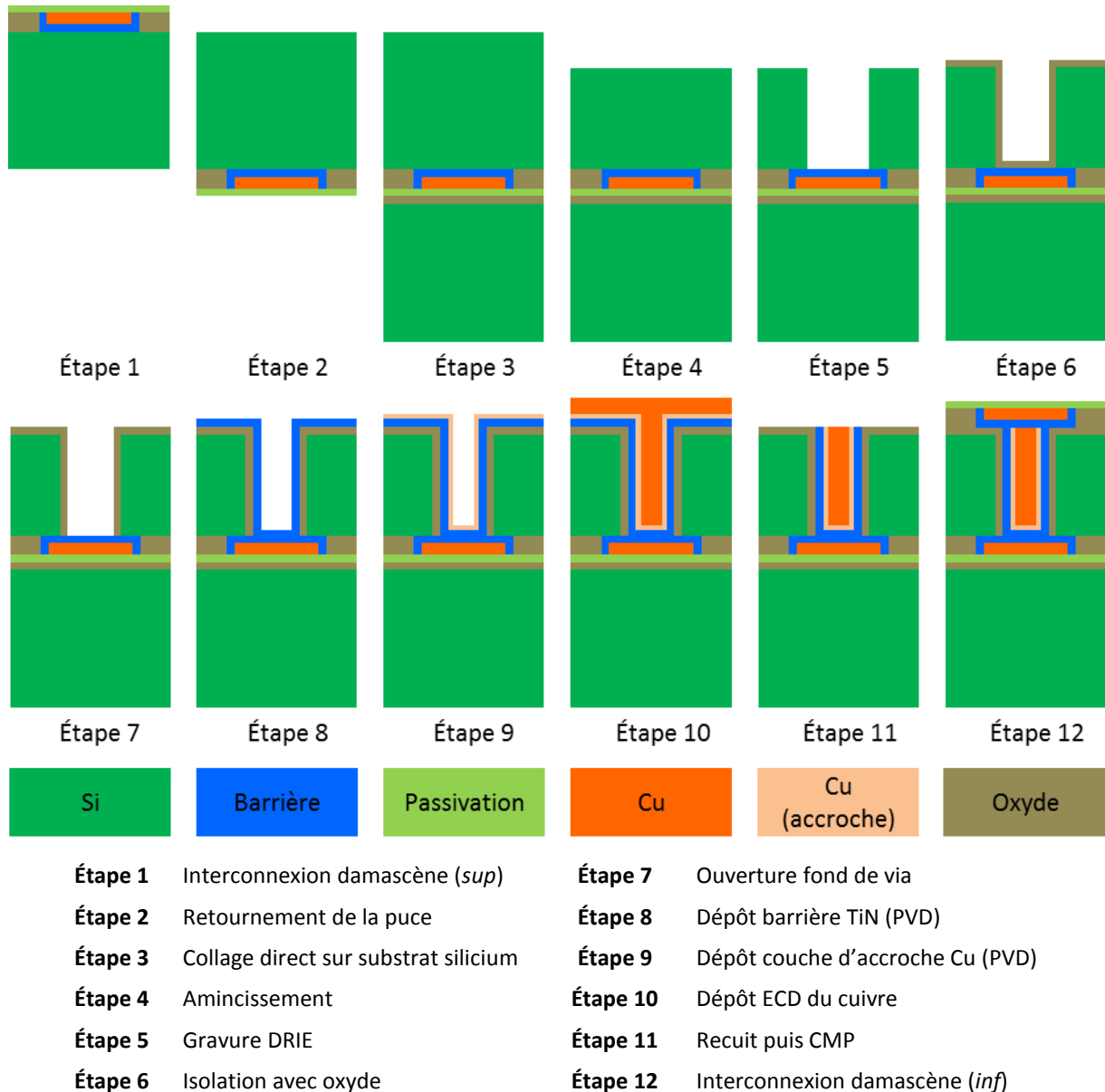


Figure 1.6 : procédé de fabrication des TSV *last* haute densité

Les lignes *sup* et *inf* sont intégrées en procédé damascène. Une barrière métallique (TiN) sépare le cuivre du TSV de celui des lignes (figure 1.7). Elle est en réalité double entre le TSV et la ligne *inf* puisqu'une couche est déposée à l'étape 1 et une autre à l'étape 8.

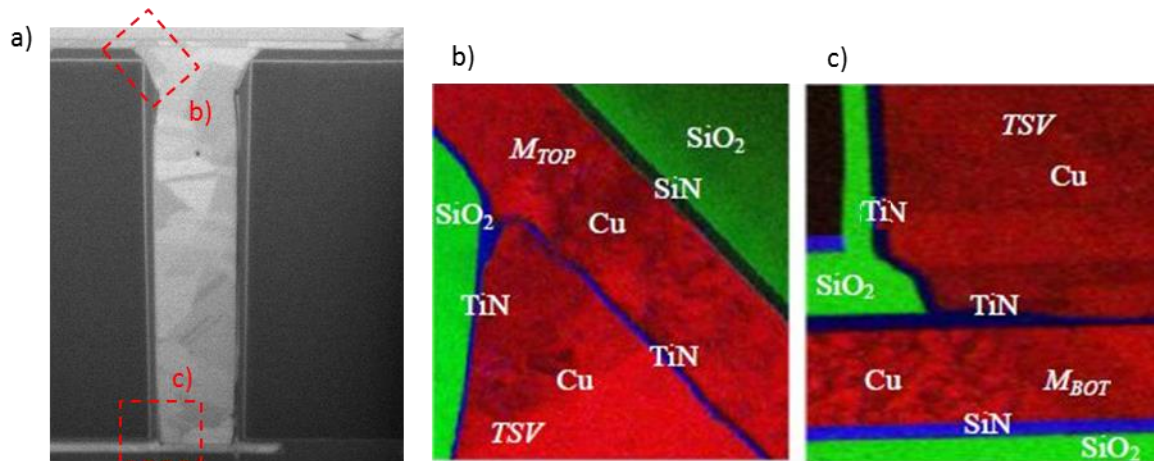


Figure 1.7 : a) micrographie du TSV, b) et c) caractérisations EFTEM<sup>1</sup> & EELS<sup>2</sup> des deux zones encadrées respectivement au niveau de la ligne sup et de la ligne inf [FRANK2011b]

Cette première partie a présenté les deux technologies d'interconnexions pour lesquelles l'état de l'art concernant l'électromigration sera analysé. Le TSV n'est pas considéré isolément, mais avec les lignes *inf* et *sup* (RDL). Les deux lignes sont intégrées selon le procédé damascène, ce qui justifie également l'étude de l'état de l'art sur les interconnexions du BEO. Parmi les différentes technologies de TSV, l'étude expérimentale se concentre sur le cas du TSV *last* haute densité, dont les dimensions sont les plus proches de celles des futures technologies pour les hautes performances.

Ce chapitre entre maintenant dans le vif du sujet de la fiabilité et introduit les notions de base de l'électromigration.

<sup>1</sup> Energy Filtered Transmission Electron Microscopy: microscopie électronique à transmission à énergie filtrée

<sup>2</sup> Electron Energy Loss Spectroscopy: spectroscopie des pertes d'énergie

## B. Phénomène d'électromigration

Comme indiqué en introduction de ce mémoire, les études de fiabilité sont réparties en trois grandes catégories, selon que la défaillance est induite par l'environnement, le transport de charges ou le déplacement de matière [OHRING1998]. Dans cette dernière catégorie, l'électromigration est le mécanisme dont la criticité augmentera le plus avec la réduction de la taille des interconnexions 3D. De plus, la compréhension précise du phénomène est nécessaire pour proposer des solutions d'amélioration concrètes. Cette thèse se concentre donc sur ce phénomène.

Cette partie présente tout d'abord les bases de l'électromigration, puis les méthodes d'étude.

### B.I. Explication physique

Après une première observation en 1861 par M. Girardin, un chercheur français, l'intérêt pour l'électromigration n'est resté longtemps que purement scientifique. L'arrivée des premiers circuits intégrés (1958) marque un tournant. Leur durée de vie n'excède pas quelques semaines et empêche ainsi leur commercialisation. Les industriels commencent alors les études de fiabilité pour comprendre le mécanisme de dégradation et retarder la défaillance.

Après le principe de base du phénomène, cette partie explique quels sont les effets observables et mesurables de la dégradation. La mise en évidence d'une force de contre-réaction est détaillée en troisième partie, avant d'expliquer le mécanisme de diffusion atomique à la base du phénomène. Ensuite, l'effet de concentration de courant est présenté et finalement les discussions sur les conditions de nucléation sont résumées.

#### B.I.1. Principe de base

L'électromigration (BeoL) est un phénomène de transport de matière dans les métaux, induit par une forte densité de courant et fortement influencé par la température et l'état de contraintes mécaniques.

Lorsque le courant circule, deux forces s'exercent sur les atomes [CERIC2011]. La première est la force électrostatique et la seconde est liée au flux d'électrons. Ces derniers transfèrent de la quantité de mouvement aux atomes lorsqu'ils les percutent. Les deux forces sont proportionnelles au champ électrique appliqué,  $\vec{E}$ . Pour cette raison, leurs contributions sont regroupées sous un même terme,  $Z^*$ , appelée valence (charge) effective. La force d'électromigration,  $\vec{F}_{\text{BeoL}}$ , est donnée par l'équation (1.1), avec  $e$  la charge de l'électron. Elle est représentée à la figure 1.8. Généralement, pour les métaux, la force du flux d'électrons est supérieure à la force électrostatique. La valeur de  $Z^*$  est alors négative [NEY2007].

$$\vec{F}_{\text{BeoL}} = Z^* \cdot e \cdot \vec{E} \quad (1.1)$$

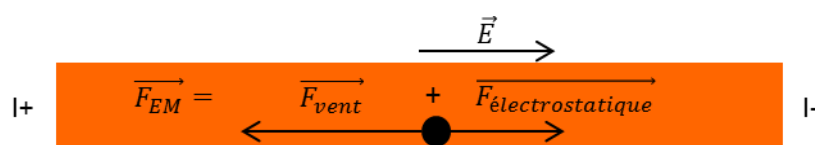


Figure 1.8 : illustration des forces entrant en jeu sur un ion cuivre soumis à un champ électrique

La force exercée sur les atomes est à l'origine de leur déplacement. Il en résulte la dégradation de l'interconnexion, comme le démontre la prochaine partie.

### B.1.2. Effets observables et impact sur les circuits

Le transport de matière aboutit à la défaillance des circuits, c'est-à-dire que les puces ne remplissent plus leurs fonctionnalités ou n'ont plus les performances souhaitées.

Pour le phénomène étudié, la perte de performances est liée à l'augmentation de la résistance, illustrée à la figure 1.9, qui allonge les délais de transmission (facteur RC). Selon l'application finale, une augmentation de 5, 10 ou 20 % de la valeur de la résistance est critique. Dans le cadre d'études de R&D ne visant pas d'application précise, le critère est choisi arbitrairement. Usuellement, il est considéré à 10 %, mais certains auteurs le choisissent à 20 voire 50 % [HU1999b, HAU-RIEGE2001].

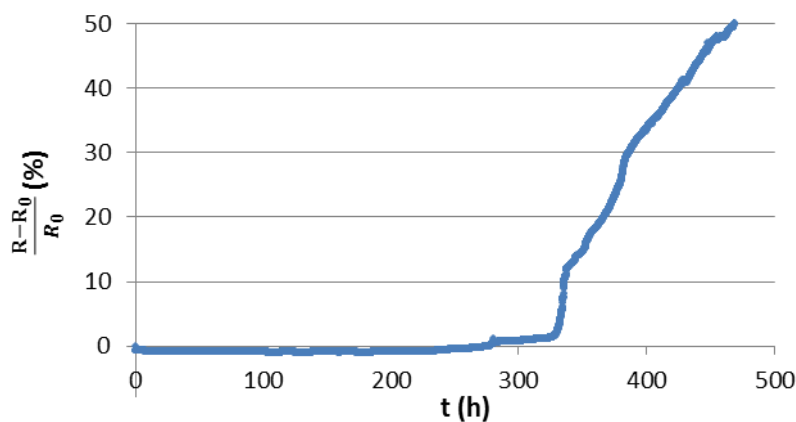


Figure 1.9 : illustration de l'augmentation de résistance causée par l'électromigration

L'augmentation de la résistance est un effet mesurable de la dégradation. Cependant, pour comprendre précisément le mécanisme, il est nécessaire de s'intéresser directement au phénomène d'endommagement.

Pour des lignes infinies et parfaitement homogènes, le flux d'électrons déplacerait simplement le cuivre dans le sens opposé au courant. Dans la réalité, les interconnexions ont une longueur délimitée, et le transfert de matière est donc fini. À la cathode (I-), le cuivre est déplacé, mais il n'est pas remplacé. Il se produit une divergence de flux atomiques (AFD, **A**tomique **F**lux **D**ivergence). Il y a déplétion de la ligne, jusqu'à la formation de cavités. Celles-ci évoluent ensuite, jusqu'à atteindre éventuellement une taille critique qui provoque l'augmentation de la résistance, voire l'ouverture de la ligne. À l'anode (I+), c'est l'inverse. La convergence de flux atomiques (AFC, **A**tomique **F**lux **C**onvergence) est responsable de l'accumulation de matière, qui est susceptible de former des extrusions. Elles risquent de créer un court-circuit, si un chemin de conduction se crée entre deux lignes. Les phénomènes d'AFD et AFC existent également localement dans la ligne, comme l'illustre la figure 1.10.

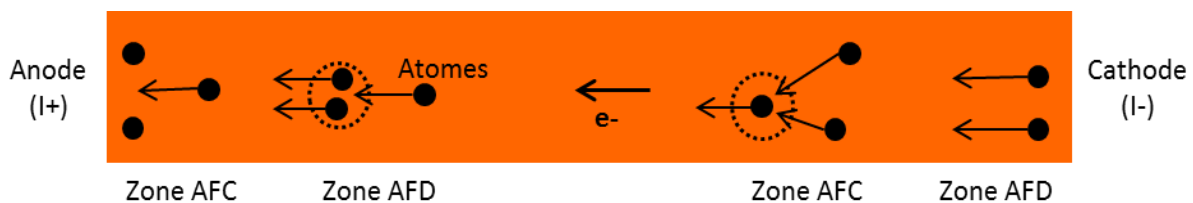


Figure 1.10 : illustration des zones de convergence (AFC) et divergence (AFD) des flux atomiques

La figure 1.11 illustre concrètement ces phénomènes dans le cas d'une ligne de cuivre soumise à un test d'électromigration.

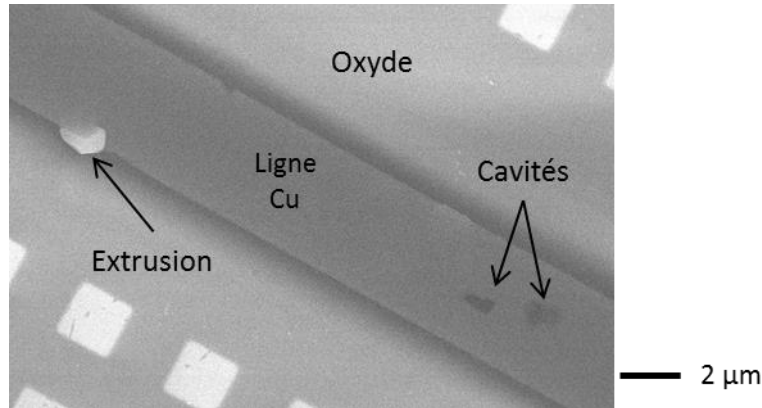


Figure 1.11 : effets de l'électromigration sur une ligne de cuivre en intégration damascène après 170 h de test à une température de 350 °C et une densité de courant de 3,5 MA/cm²

La dégradation de la ligne perturbe son équilibre. Pour compenser, une contre-réaction se crée, appelée force de retour pour l'électromigration.

### B.1.3. Contrepoids à l'électromigration : la force de retour

L'accumulation et la déplétion de matière aux extrémités de la ligne modifie localement l'état de contraintes mécaniques, respectivement en compression et en tension. Ainsi, un gradient de contraintes se crée le long de la ligne, qui tend à déplacer la matière à contresens du flux d'électrons. Le flux total de matière est alors donné par les équations (1.2) et (1.3).

$$\vec{J}_a = \vec{J}_{em} + \vec{J}_r \quad (1.2)$$

$$\vec{J}_a = -\frac{C_a D_a}{kT} [eZ^* \rho \vec{j} - \Omega \cdot \vec{\nabla} \sigma_H] \quad (1.3)$$

Avec,	$C_a$	(m <sup>-3</sup> )	Concentration atomique
	$D_a$	(m <sup>2</sup> .s <sup>-1</sup> )	Coefficient de diffusion
	$k$	(J.K <sup>-1</sup> )	Constante de Boltzmann
	$T$	(K)	Température
	$e$	BEoL	Charge élémentaire
	$Z^*$	Sans unité	Charge effective des atomes métalliques
	$\rho$	(Ω.m)	Résistivité électrique du matériau
	$j$	(A.m <sup>-2</sup> )	Densité de courant
	$\Omega$	(m <sup>3</sup> )	Volume atomique
	$\nabla \sigma_H$	(Pa.m <sup>-1</sup> )	Gradient de la contrainte hydrostatique

Il existe un produit critique (1.4), déterminé par la longueur et la densité de courant, pour lequel le terme entre crochets de l'équation (1.3) s'annule.

$$(jL)_{crit} = \frac{\Omega \Delta \sigma}{eZ^* \rho} \quad (1.4)$$



Si les conditions sont respectées, le flux retour compense le terme d'électromigration avant que la cavité n'atteigne la taille critique. Une ligne qui vérifie ces conditions est considérée comme immortelle [BLECH1976]. Les résultats expérimentaux démontrent que le produit critique est indépendant de la longueur de la ligne [THRASHER2001].

En résumé, l'accumulation et la déplétion de matière induisent un gradient de contraintes mécaniques, qui s'oppose à la dégradation, voire empêche la défaillance.

Que ce soit induit par le flux d'électrons ou par la force de retour, la matière se déplace dans la ligne métallique. Pour comprendre ce phénomène, il est nécessaire de s'intéresser au mécanisme de diffusion.

#### B.1.4. **Mécanisme de diffusion atomique**

*N.B. : la diffusion est un cas spécifique de migration, qui désigne le déplacement de matière visant à homogénéiser la concentration d'espèces dans un milieu. Dans le cas de l'électromigration, il s'agit d'un déplacement induit par une force extérieure. Dans la suite du document, les phénomènes de migration et diffusion sont confondus.*

Le transport de matière dans les matériaux métalliques se produit par échanges entre les atomes et les défauts du réseau cristallin, tels que les lacunes atomiques [GUIRALDENQ1994]. Cependant, la migration d'un atome est soumise à plusieurs conditions. Tout d'abord, il faut une lacune parmi ses plus proches voisins. Ensuite, pour changer de site, l'énergie de l'atome doit être supérieure à la barrière de potentiel. Pour un matériau soumis à aucune force extérieure, seule l'énergie thermique agit, et le déplacement est équiprobable dans toutes les directions. Dans le cas de l'électromigration, à cette énergie s'ajoute celle transmise par les électrons. La probabilité de saut est alors supérieure dans le sens du flux d'électrons. Ces échanges successifs d'un atome avec des lacunes, principalement dans une seule direction, le déplacent dans le matériau.

En fonction de la fréquence de vibration de l'atome autour de sa position d'équilibre et des différentes conditions évoquées, la fréquence de saut des atomes et des lacunes dans un cristal est alors définie [NEY2007]. Un paramètre essentiel dans l'étude des transports de matière est alors déduit, le coefficient d'autodiffusion (atomique ou lacunaire) est donné par l'équation (1.5).

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) \quad (1.5)$$

Le facteur pré-exponentiel  $D_0$  est indépendant de la température et regroupe notamment l'entropie du système, le paramètre de maille et la fréquence de Debye.  $E_a$  est l'énergie d'activation du phénomène de diffusion. Le signe négatif dans le terme exponentiel exprime que plus l'énergie d'activation est faible, moins les forces de liaisons limitent la diffusion. L'équation (1.5) révèle l'influence de la température sur la dégradation. Cette information est capitale pour les tests de fiabilité.

Tel qu'expliqué, le mécanisme de diffusion ne justifie pas l'accumulation ou la déplétion de matière dans certaines zones. Pour cela, il faut l'étudier plus en détails.



Les échanges entre atomes et lacunes ne se produisent pas uniquement dans la maille cristalline (dans le volume). En effet, compte tenu de la microstructure et de l'environnement des interconnexions (différentes intégrations), d'autres chemins de conduction existent éventuellement : les joints de grains, les interfaces, les surfaces libres. Ainsi, un coefficient de diffusion effectif existe,  $D_{eff}$ , qui pondère chacune des contributions en fonction de paramètres liés à la technologie étudiée (géométrie, microstructure, etc.). Dans le cas d'une intégration pour laquelle la ligne est entourée de deux types d'interfaces, le coefficient de diffusion effectif est alors donné par l'équation (1.6).

$$D_{eff} = D_{vol} + \frac{1}{w_{i1}} \delta_{i1} D_{i1} + \frac{1}{w_{i2}} \delta_{i2} D_{i2} + \frac{\delta_{jg}}{d} D_{jg} \quad (1.6)$$

Avec les indices *vol*, *jg*, *i1* et *i2* qui font respectivement référence au volume, aux joints de grains et aux interfaces 1 et 2. Les coefficients  $D$  sont les coefficients de diffusion.  $D$  est la dimension moyenne des grains et  $\delta_{jg}$  la largeur d'un joint de grains.  $W$  est la largeur de l'interface et  $\delta_i$  son épaisseur.

À chaque chemin de diffusion correspond une énergie d'activation. Le tableau 1.1 propose un ordre de grandeur des valeurs usuellement données dans la littérature dans le cas des interconnexions double-damascènes. La diffusion dans le volume est la plus lente et celle aux surfaces libres est la plus rapide. Alors que l'énergie d'activation est sensiblement égale pour la diffusion aux joints de grains et à l'interface cuivre/passivation, d'autres auteurs rapportent une valeur plus élevée pour la première et plus faible pour la seconde.

Tableau 1.1 : des énergies d'activation pour les différents chemins de conduction

Chemin	Volume	Joints de grains	Surface libre	Interface Cu/passivation	Interface Cu/barrière
$E_a$ (eV)	2,3	0,8 – 0,85	0,45	0,8	1,4
Référence	[LLOYD1999]	[HU2007]	[CHOI2007]	[LANE2003]	[HU2003]

Ainsi, les variations de la microstructure (joints de grains) et des procédés de fabrication (épaisseur des interfaces) le long d'une ligne modifient localement la valeur du coefficient de diffusion effectif. À ces endroits précis, une convergence ou une divergence des flux atomiques se produit, ce qui explique la formation des défauts.

En résumé, la diffusion se déroule par des processus successifs d'échanges entre atomes et lacunes. Il est équivalent de considérer le déplacement des atomes ou celui des lacunes. Plusieurs chemins contribuent à leurs déplacements, tels que les joints de grains ou les interfaces. Les connaître est nécessaire pour définir le coefficient de diffusion effectif et ainsi comprendre la formation et l'accumulation de matière.

La prochaine partie présente d'autres causes à l'origine des zones de divergence et de convergence.

### B.I.5. *Effet de concentration du courant*

La concentration du courant est le résultat du resserrement des lignes de courant dans une structure.

Un changement de section conductrice (figure 1.12-a), un changement de direction (figure 1.12-b) ou la combinaison des deux cas (figure 1.12-c) concentrent localement les lignes de courant.

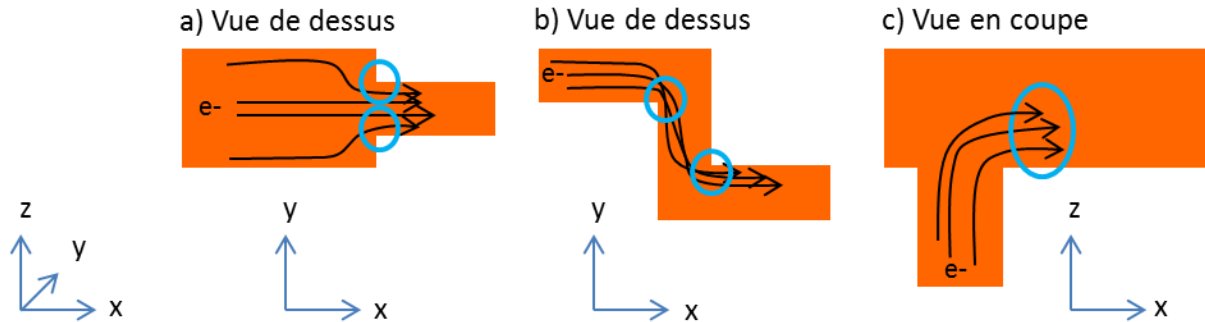


Figure 1.12 : illustrations de concentration de courant induit par a) changement de section (ligne vue de dessus), b) un changement de direction (ligne vue de dessus) et c) une combinaison des deux cas précédents (structure à deux niveaux vue en coupe)

Dans l'exemple de la figure 1.12-a, la densité de courant est supérieure dans la ligne étroite. La transition crée donc une discontinuité du flux d'électrons, qui crée une divergence de flux atomiques. Les zones de concentration de courant sont donc des points faibles des structures. Néanmoins, des études montrent que leur impact est potentiellement négligeable devant d'autres effets (diffusion aux joints de grains, présence de défauts, etc.) [CROES2013].

Ce constat sur l'effet de concentration de courant tient au fait que la divergence de flux atomiques n'induit pas nécessairement la formation des cavités. Le mécanisme de nucléation a besoin d'être précisé pour une compréhension détaillée de la dégradation par électromigration.

### B.I.6. *Conditions de nucléation*

Pour considérer la formation de cavités, le raisonnement en termes de déplacement de lacunes, plutôt que d'atomes, est privilégié.

Comme une cavité est un volume sans matière, il est intuitif de penser que les cavités se forment par la coalescence de lacunes. Il suffit alors que la concentration de lacunes dépasse un seuil minimal pour qu'il y ait nucléation de la cavité [KORHONEN1993]. Généralement, une variation de 10 % est utilisée comme valeur seuil [DALLEAU2001].

Rosenberg et Ohring [ROSENBERG1971] démontrent que le temps de nucléation théorique en respectant ce critère ne correspond pas aux observations expérimentales. Comme condition de formation des cavités, ils proposent plutôt une valeur seuil de la contrainte hydrostatique. [GLEIXNER1999] prend alors en considération l'effet de l'électromigration sur la contrainte mécanique pour calculer thermodynamiquement l'énergie de nucléation d'une cavité. Il démontre que même la présence d'un joint de grains ne suffit pas à atteindre l'énergie suffisante de nucléation. De son côté, [FLINN1995] propose

que la cavité se forme au niveau d'un défaut, comme par exemple un contaminant. Ce dernier forme une surface libre, de sorte qu'aucune barrière énergétique n'est à surmonter pour qu'un germe se forme. Si la contrainte mécanique atteint une valeur critique, le germe évolue en cavité stable. [CLEMENS1997] apporte une modification à cette théorie en considérant l'angle de contact entre le germe et le défaut. La valeur de la contrainte mécanique critique est alors définie par les équations (1.7) et (1.8).

$$\text{Si } \theta_c < \frac{\pi}{2}, \text{ alors } \sigma_{crit} = \frac{2\gamma_s \sin \theta_c}{R_p} \quad (1.7)$$

$$\text{Si } \theta_c > \frac{\pi}{2}, \text{ alors } \sigma_{crit} = \frac{2\gamma_s}{R_p} \quad (1.8)$$

Avec  $\gamma_s$  l'énergie de surface libre du métal,  $\theta_c$  l'angle de contact de la cavité, et  $R_p$  la longueur du défaut (figure 1.13).

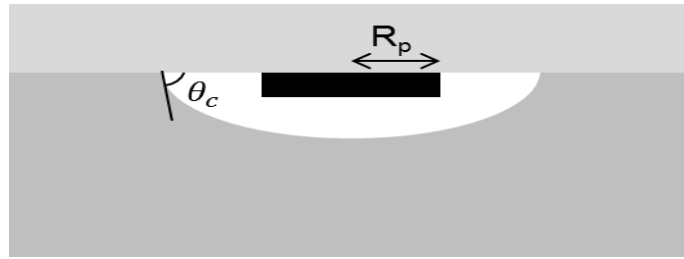


Figure 1.13 : schéma explicatif du modèle de [FLINN1995]

Les études expérimentales, par exemple dans le cas des interconnexions en cuivre double-damascène, supportent l'hypothèse que l'accumulation de lacunes n'explique pas la formation des cavités. En effet, si cette hypothèse était vérifiée, les cavités se formeraient uniquement aux zones de divergence maximale des flux atomiques, *i.e.* à proximité des barrières à la diffusion ou des zones de concentration de courant. Or, des auteurs tels que [MEYER2007] et [VAIRAGAR2004a] reportent la formation de cavité au milieu des lignes. Ces observations soutiennent la théorie d'une nucléation déterminée par un seuil de contraintes mécaniques. Cependant, bien que fausse, la théorie basée sur la divergence de flux aide à appréhender grossièrement le comportement d'une structure.

Dans cette partie, les bases du phénomène d'électromigration ont été définies. Le vent d'électrons agit comme une force de friction, qui entraîne le déplacement des atomes dans sa direction. Le transport de matière est un mécanisme de diffusion par échanges entre atomes et lacunes. Les cavités se forment à proximité des zones de divergence de flux atomiques, quand la contrainte mécanique induite par la déplétion de matière atteint un certain niveau. En résumé, l'électromigration est un phénomène complexe dont certains aspects sont encore sujet à discussion.

Ces résultats sont observés lors des essais d'électromigration, dont la méthodologie est expliquée dans la suite de ce document.

## B.II. Méthodologie d'étude

L'électromigration est un phénomène de défaillance parmi d'autres. Pour l'étudier, il est donc nécessaire de suivre une méthode qui l'isole et ne risque pas de provoquer la défaillance de l'échantillon par un autre mécanisme. De plus, l'analyse de la dégradation est facilitée par l'utilisation de structures de test adaptées.

Cette partie présente tout d'abord les méthodes de test, puis de telles structures.

### B.II.1. Méthodes

Considérant la durée de vie des puces en conditions normales d'utilisation (de l'ordre de dix ans), les tests de fiabilité accélèrent le vieillissement. Selon le mode de défaillance étudié, plusieurs leviers d'action existent.

Pour l'électromigration, l'étude de la physique du phénomène révèle l'importance de la densité de courant et de la température, au travers du coefficient de diffusion. Ces deux paramètres sont contrôlables et donc utilisés pour accélérer les tests. Ainsi, alors qu'une puce standard pour les applications à destination du grand public fonctionne à une température de 125 °C, les tests de fiabilité sont menés entre 175 et 400 °C, selon la tenue en température des matériaux. Pour la densité de courant, la valeur dépend de la technologie, mais pour le BEoL par exemple, il s'agit *a minima* de la doubler pour atteindre une valeur comprise entre 1 et 10 MA/cm<sup>2</sup>.

Cependant, comme l'illustre la figure 1.14, qui traçant le taux de puces défaillantes en fonction du temps, les durées de test en conditions accélérées restent de quelques centaines d'heures. Les études de fiabilité représentent donc un coût élevé pour les entreprises.

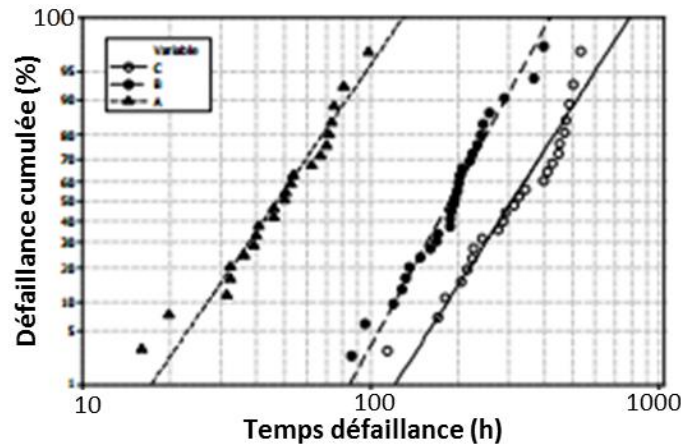


Figure 1.14 : courbes de défaillance cumulée pour trois types d'échantillons testés à 300 °C et 2-3 MA/cm<sup>2</sup> [ARNAUD2011]

L'accélération des tests implique la nécessité d'extrapoler les résultats aux conditions normales d'utilisation. Black [BLACK1967] trouve expérimentalement la formule (1.9), qui calcule le temps moyen à la défaillance (MTTF, *Mean Time To Failure*) en fonction de la température et de la densité de courant. La notion de temps moyen sous-tend l'aspect statistique de l'étude.

$$MTTF = A \cdot j^{-n} \cdot \exp\left(\frac{E_a}{kT}\right) \quad (1.9)$$

Le paramètre  $A$  regroupe un ensemble de données propres à la structure et au matériau.

Le signe dans l'exponentielle est positif, contrairement à la formule (1.5). Physiquement, il se conçoit que la durée de vie de la structure est d'autant plus réduite que l'énergie d'activation est faible, donc la diffusion rapide.

$E_a$  et  $n$  sont appelés paramètres de Black. Ils sont obtenus en variant les conditions de test : l'un en fixant le courant et en variant la température, et inversement pour le second. Ils sont alors obtenus par les équations (1.10) et (1.11).

$$E_a = \left( \frac{-d(\ln(MTTF))}{d(1/kT)} \right)_{j \text{ cst}} \quad (1.10)$$

$$n = \left( \frac{-d(\ln(MTTF))}{d(1/j)} \right)_{T \text{ cst}} \quad (1.11)$$

La valeur du paramètre  $n$  est généralement comprise entre 1 et 2. Elle est relative à l'importance du temps de nucléation de la cavité par rapport au temps de croissance [LLOYD1991]. Dans le cas du cuivre, pour lequel la phase de nucléation est très courte, la valeur est proche de 1 [HU1999b]. Dans le cas de l'aluminium, elle est proche de 2 [SHATZKES1986].

Des alternatives plus fiables que la formule de Black sont avancées. Par exemple, la proposition de [LLOYD2007] consiste à considérer les deux phases (nucléation et croissance) de développement de la cavité :

$$MTTF = \left( A \cdot \frac{kT}{j} + \frac{B(T)}{j^2} \right) \exp \left( \frac{E_a}{kT} \right) \quad (1.12)$$

Pourtant, du fait de sa simplicité d'application, la formule de Black est toujours utilisée actuellement.

Par ailleurs, l'extrapolation requiert que le mécanisme de dégradation reste identique entre les conditions normales d'utilisation et celles de test. Or, la forte densité de courant n'est pas sans effet indésirable. Certaines études mettent en avant qu'une densité de courant élevée crée un effet Joule qui modifie le mécanisme de défaillance [NEY2007]. La valeur du paramètre  $n$  de Black calculée est alors supérieure à la valeur réelle, impliquant une sous-estimation de la durée de vie des structures. Alors qu'une telle erreur paraît rassurante, elle retarde potentiellement la mise sur le marché de technologies opérationnelles, que les industriels chercheraient à améliorer alors qu'elles atteignent déjà les spécifications requises.

Des études proposent également que les conditions de test induisent une déformation plastique de la ligne [VALEK2002]. Budiman publie une série d'articles sur le sujet [BUDIMAN2006, BUDIMAN2007, BUDIMAN2008, BUDIMAN2010]. L'auteur propose que la déformation induit la création d'un nombre suffisant de dislocations pour qu'elles créent un chemin de diffusion rapide le long de l'interconnexion. Il est responsable des fortes valeurs de  $n$  trouvées et non pas l'effet Joule local. Ainsi, selon Budiman, les tests accélérés altèrent

le mécanisme de dégradation en ajoutant un chemin de diffusion inexistant en conditions normales d'utilisation.

La caractérisation d'une technologie par l'extrapolation du temps de défaillance ne correspond qu'à une partie des études de fiabilité. En effet, le besoin diffère entre la qualification rapide d'une technologie, qui n'est que peu modifiée par rapport à la précédente, et l'analyse de la défaillance d'une technologie complètement nouvelle. Dans le premier cas, les échantillons sont testés, puis il est vérifié que le pourcentage requis d'échantillons atteint la durée de vie souhaitée. La défaillance est étudiée sous un angle statistique. Sauf surprise dans le comportement de la technologie, l'étude n'est pas plus approfondie. Dans le second cas, le mécanisme de défaillance est étudié plus précisément. Pour cela, les tests sont complétés par des caractérisations *post-mortem*, qui révèlent notamment la taille, la forme et la position des cavités au moment de la défaillance. Cette méthode laisse planer de fortes incertitudes, puisqu'il s'agit de faire des hypothèses à partir d'analyses (micrographies obtenues avec un Microscope Électronique à Balayage, MEB, par exemple) fixées dans le temps. C'est équivalent à essayer de deviner une loi qui régirait le déroulement d'une course de 100 m en ne regardant que la photo *finish* de quelques courses.

Pour approfondir la compréhension du mécanisme, certains tests, dits *ex situ*, sont interrompus pour caractériser les échantillons avant la défaillance, à plusieurs reprises éventuellement. Il est ainsi possible d'envisager le déroulement de la phase de croissance des cavités. Pour filer la métaphore sportive, il s'agit cette fois d'étudier la loi avec des photos *finish*, mais aussi quelques autres, prises pendant les courses (sans nécessairement avoir la photo de fin).

Une méthodologie s'est affranchie de ces limites en analysant les structures pendant les essais d'électromigration. Il s'agit des tests dits *in situ* ou *in operando*. Ces essais sont réalisés sur différents équipements : principalement MEB [BESSER1992, HUANG2008], mais aussi MET<sup>1</sup> [LIAO2010], DISA<sup>2</sup> [XU2004], microdiffraction aux rayons X [VALEK2002]. Pour finir avec la métaphore, il s'agit cette fois de photographier les courses toutes les secondes, ou mieux, de les filmer. L'importance de ce type d'essais pour accéder à une compréhension unique des mécanismes est admise depuis près de 40 ans [BERENBAUM1971]. Pourtant, leur nombre reste limité du fait de la complexité de mise en œuvre, de l'impossibilité de caractériser plusieurs échantillons simultanément et de l'immobilisation d'un équipement de caractérisation sur la durée des essais.

En résumé, les études de fiabilité accélèrent le vieillissement des échantillons, puis les durées de vie sont extrapolées grâce à la formule de Black. La méthodologie de test est adaptée à l'objectif de l'étude. Aussi bien pour les études *ex situ* qu'*in situ*, l'étude de quelques cas particuliers soulève toujours la question de leur représentativité.

Le mécanisme à étudier est isolé, mais il reste à caractériser la dégradation. Pour cela, des structures de test spécifiques sont définies.

---

<sup>1</sup> Microscope Électronique à Transmission

<sup>2</sup> « Digital Image Speckle Analysis », soit analyse d'image digitale « speckle »

### B.II.2. Structures de test

Dans le cas de l'électromigration, l'étude détaillée de la dégradation consiste notamment à observer des cavités. Cependant, compte tenu de la taille des défauts par rapport aux dimensions des puces, il est judicieux de chercher à forcer leur position dans une zone délimitée.

Les structures de test sont généralement composées de deux niveaux pour reproduire les interconnexions du BEOI tout en restant simples à étudier. L'un est relié aux plots de connexion pour l'injection du courant, et l'autre est la ligne testée. Les lignes métalliques sont connectées par les vias. Dans le cas où la ligne supérieure est testée, la structure est de type M1-M2-M1 (figure 1.15-a) ; de type M2-M1-M2 s'il s'agit de la ligne inférieure (figure 1.15-b). Les lignes connectées aux plots sont généralement plus épaisses que les lignes testées, afin que la densité de courant y soit plus faible et donc d'y diminuer la probabilité de formation de défauts.

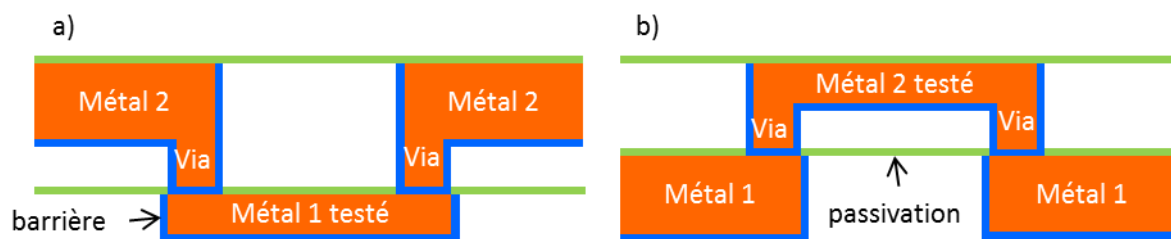


Figure 1.15 : structures de test d'électromigration usuelles pour les technologies double-damascène, a) M2-M1-M2, b) M1-M2-M1

Pour s'approcher d'un cas plus réel d'un réseau d'interconnexions, des structures en arbres (figure 1.16-a) [VAIRAGAR2005] et en chaînes de vias<sup>1</sup> (figure 1.16-b) existent également. Cependant, elles ne sont utilisées que ponctuellement, pour approfondir la connaissance de la dégradation de technologies particulières, car l'analyse de défaillance est bien plus compliquée qu'avec les structures précédentes.

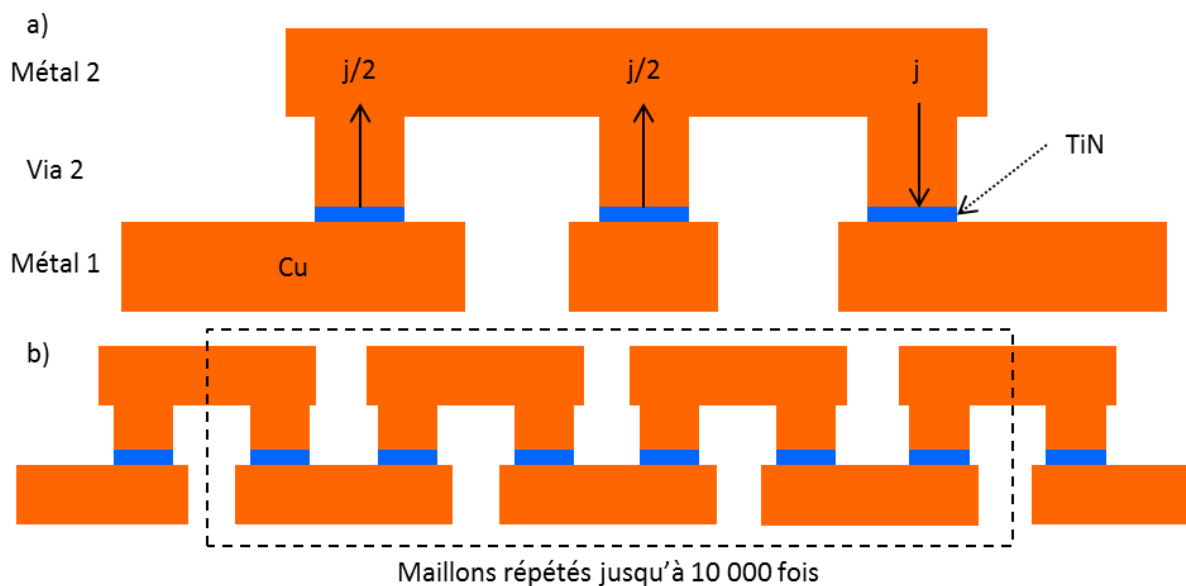


Figure 1.16 : structures de tests plus complexes pour s'approcher d'un cas réel a) en arbre, b) en chaînes de vias

<sup>1</sup> Plus connues sous l'appellation anglaise de *daisy-chain*.

Les principales méthodes d'étude viennent d'être exposées. Les essais d'électromigration sont réalisés en conditions de vieillissement accéléré (forte température, forte densité de courant) afin de réduire la durée de vie des échantillons. Les analyses sont majoritairement constituées de tests statistiques, qui sont complétés parfois par des caractérisations *post-mortem*. Les essais *in situ* ou *in operando* participent fortement à la compréhension des phénomènes [BESSER1992], mais la durée des essais est longue. Pour cette raison, seules des technologies judicieusement choisies sont testées de cette manière. La condition de défaillance des échantillons est exprimée généralement en fonction d'une augmentation de la résistance. S'il est indispensable d'accélérer le vieillissement, des interrogations légitimes sont soulevées sur l'effet des conditions de test sur le mécanisme de défaillance. Aux méthodologies adaptées correspondent également des structures de test spécifiques, qui s'approchent des interconnexions réelles, tout en facilitant la caractérisation de la dégradation.

Plus généralement, cette partie a exposé les bases physiques et techniques nécessaires à l'étude de l'électromigration. Les principaux mécanismes de la dégradation, tels que la diffusion et la nucléation des cavités, ont été présentés.

La prochaine partie résume les travaux qui étudient l'électromigration dans les TSV.



## C. Étude de l'électromigration dans les TSV

L'analyse de l'état de l'art est indispensable au développement d'une méthode de caractérisation du phénomène d'électromigration. D'une part, les caractéristiques fonctionnelles de la méthode de caractérisation, dont le développement est l'objectif de cette thèse, seront définies d'autant mieux que le mécanisme de défaillance est correctement appréhendé. D'autre part, la validation de la méthode expérimentale nécessitera de comparer les résultats obtenus avec des données bibliographiques.

Après l'énoncé des éléments nécessaires à la compréhension des études d'électromigration de la partie précédente, celle-ci se concentre sur la fiabilité des TSV vis-à-vis de ce phénomène. S'intéresser à une technologie particulière concrétise le mécanisme de défaillance dans un cadre précis, qui détermine les principales variables, telles que la géométrie ou la microstructure.

Tout d'abord, les résultats expérimentaux sont présentés. Ensuite, les contributions obtenues par méthodes numériques sont résumées.

### C.I. Connaissances issues des études expérimentales

La relative nouveauté de la technologie et la durée des tests sont en partie responsables du peu de résultats expérimentaux publiés sur l'électromigration dans les TSV.

Cette partie présente donc principalement les travaux de Frank [FRANK2013] menés sur des TSV *last* haute densité (voir A.II.2). L'auteur conduit des tests statistiques, complétés par des caractérisations *post-mortem*, car le mécanisme de dégradation de ces technologies est encore inconnu.

Ses analyses seront éclairées ponctuellement par les travaux de [CHOI2012], [CASSIDY2012] et [HUMMLER2013], dont les dimensions respectives des TSV sont indiquées dans le tableau 1.2. Les TSV étudiés par Cassidy sont creux.

Tableau 1.2 : dimensions des TSV étudiés par les quatre auteurs

	Frank	Hummler	Choi	Cassidy
Diamètre (μm)	3	5,5	6	100
Hauteur (μm)	15	50	50	250

La partie suivante détaille la position des cavités observée après la défaillance des échantillons.

#### C.I.1. Position des cavités à la défaillance

Le résultat majeur des quatre études citées est l'absence de cavités à l'intérieur même des TSV. Avec des électrons qui circulent du haut vers le bas du TSV (polarisation vers le bas), [FRANK2011a] observe les cavités sous le TSV, dans la ligne *inf*. En polarisation inverse (électrons allant de bas en haut du TSV), les cavités se trouvent dans la ligne *sup* (ou RDL), au-dessus du TSV (figure 1.17). Du fait de l'asymétrie de la structure étudiée par Frank (évasement du TSV, dimensions des lignes – voir figure 1.5 de la partie A.II.2), le temps moyen à la défaillance est environ deux fois moins élevé dans le cas où la polarisation induit la présence de la cavité sous le TSV.

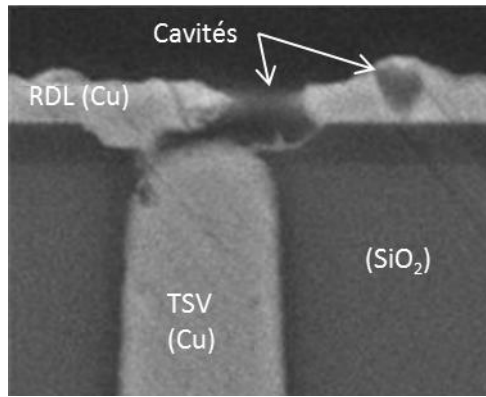


Figure 1.17 : présence d'une cavité dans la RDL au-dessus du TSV [HUMMLER2013]

Malgré l'absence de cavité dans le TSV, l'étude des structures 3D se justifie par l'impact potentiel de cette technologie sur la fiabilité des lignes métalliques qui lui sont connectées. Par exemple, comme le TSV induit des contraintes mécaniques dans son environnement, des zones d'exclusions, ou KOZ (*Keep-Out Zone*, figure 1.18), sont définies. Il s'agit d'un espace dans lequel aucun dispositif actif (transistors) ne doit être placé sous peine de voir ses performances électriques altérées. Les zones d'exclusion s'étendent sur quelques micromètres autour du TSV [CHAABOUNI2010], selon ses dimensions. Similairement, cet impact mécanique est susceptible de diminuer la fiabilité des lignes métalliques connectées au TSV. À la jonction de celui-ci avec ces lignes, la concentration de courant qui survient est également un facteur potentiel de réduction de la durée de vie des interconnexions.

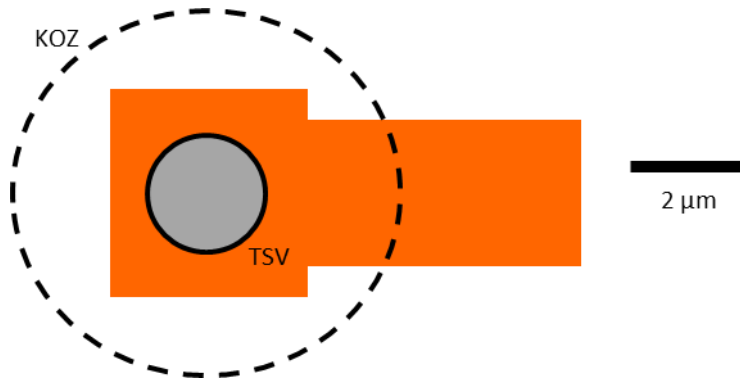


Figure 1.18 : Délimitation de la zone dans laquelle les dispositifs ne doivent pas être situés

Dans la suite du document, la fiabilité de la structure avec TSV est étudiée d'après la dégradation qui se produit dans les lignes *sup* ou *inf*.

### C.I.2. **Comportement de la résistance électrique**

L'évolution de la résistance électrique est le premier indicateur qui renseigne sur la tenue à la dégradation d'une technologie.

[FRANK2011b] mesure une résistance qui reste constante pendant un temps, puis croît de manière logarithmique (figure 1.19 tracée en échelle logarithmique). [CHOI2012] observe une brusque augmentation de la résistance après la phase de résistance constante, mais ne donne pas plus de détails.

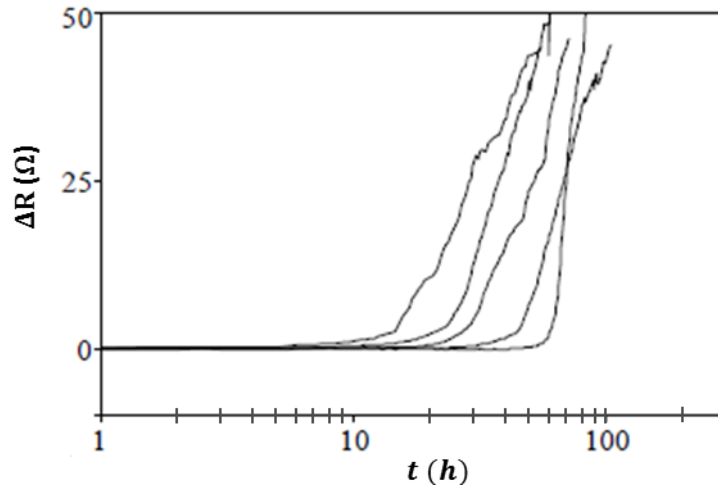


Figure 1.19 : évolution de la résistance en fonction du temps représenté en échelle logarithmique [FRANK2011b]

L'évolution de la résistance électrique est liée à la taille et à la croissance de la cavité. Tant qu'elle reste de taille réduite, elle n'a pas d'effet sur la résistance de la structure. Dès qu'elle déplete l'ensemble de la ligne en regard du TSV, la longueur du passage du courant dans la barrière TiN est alors subitement allongée (figure 1.20). Comme celle-ci est environ cent fois plus résistive et dix fois plus fine que la ligne en cuivre, la résistance électrique augmente. Le comportement logarithmique s'explique par une croissance cylindrique de la cavité. Un modèle reflète cette évolution pour lequel la variation de la résistance au cours du temps est donnée par l'équation (1.13), avec  $K$  un paramètre dépendant de la résistivité et de l'épaisseur de la barrière, et  $t_0$  un paramètre incluant notamment le diamètre du TSV [FRANK2011a].

$$\Delta R = K \ln\left(\frac{t}{t_0}\right) \quad (1.13)$$

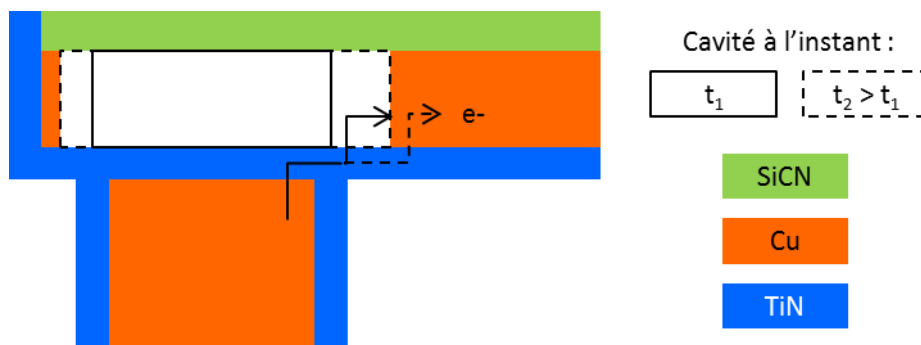


Figure 1.20 : illustration (sans respect de l'échelle) de l'allongement du passage du courant dans la barrière TiN avec la déplétion de la ligne, avec une longueur de chemin dans la barrière qui augmente avec la croissance de la cavité

Avec des premiers tests et des caractérisations *post-mortem*, les auteurs observent que la défaillance est causée par la déplétion de la ligne au-dessus du TSV, ou en-dessous selon le sens de polarisation, mais jamais dans le TSV. Partant du constat que la défaillance est causée par la déplétion de la ligne au-dessus du TSV, Frank suppose que l'épaissir allongera la durée de vie.

### C.I.3. Influence de l'épaisseur des lignes

Dans son modèle [FRANK2011a] démontre que le temps nécessaire pour que la cavité retire tout le cuivre au-dessus du TSV est proportionnel à l'épaisseur de la ligne, sous l'hypothèse d'une cavité cylindrique qui croît depuis le centre du TSV. Augmenter l'épaisseur de la ligne de 250 nm à 3  $\mu\text{m}$  doit donc améliorer la fiabilité. Il réalise cette étude dans la publication référencée en tant que [FRANK2012].

Il s'avère que le temps moyen à la défaillance des lignes épaisses est seulement deux à trois fois plus élevé pour ces dernières, alors qu'il y a un facteur douze entre les dimensions.

Les analyses *post-mortem* révèlent que pour les interconnexions épaisses, la déplétion de la ligne n'est pas entière dans l'épaisseur (figure 1.21-a), contrairement au cas de référence (figure 1.21-b). Cependant, la cavité s'étend entièrement au-dessus de la surface du TSV et induit alors le même effet sur la résistance.

L'étude conclut sur l'existence d'une épaisseur optimale pour laquelle le mécanisme de diffusion est inchangé et donc pour laquelle l'allongement de la durée de vie est proportionnel à l'augmentation de l'épaisseur. Comme avec la ligne de 3  $\mu\text{m}$  la durée de vie est augmentée entre deux et trois fois, l'épaisseur optimale est certainement comprise entre 700 et 1050 nm (2-3 x 350 nm).

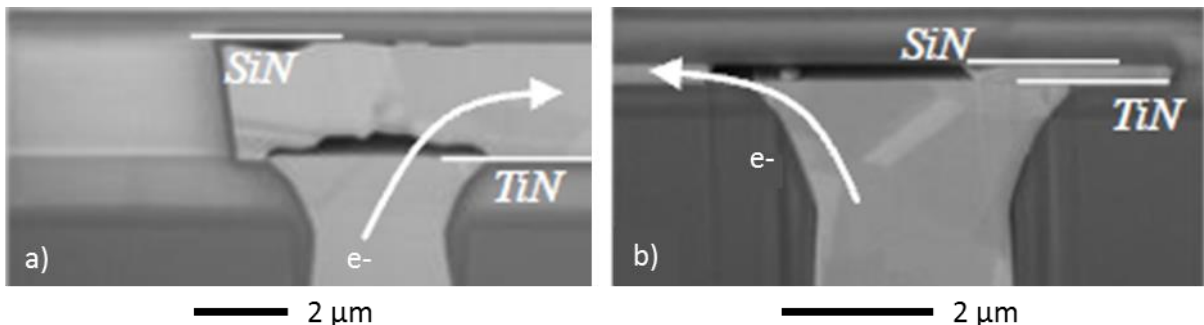


Figure 1.21 : comparaison des cavités entraînant la défaillance dans le cas des lignes a) épaisses b) fines [FRANK2011b]

Ainsi, augmenter l'épaisseur des lignes conduit à modifier la forme finale de la cavité. Il est légitime de s'interroger sur la similitude du mécanisme dans les deux cas.

### C.I.4. Paramètres de Black et mécanisme de défaillance

En répétant les essais d'électromigration sur un grand nombre d'échantillons et en variant les conditions de test, Frank obtient les paramètres de Black grâce aux équations (1.10) et (1.11). Ils renseignent sur le mécanisme de défaillance.

Dans le cas des lignes fines, [FRANK2011a] trouve une énergie d'activation à la diffusion proche de 0,9 eV, qui indique une diffusion préférentielle probablement le long de l'interface entre le cuivre et la passivation. Cette hypothèse est confirmée par des caractérisations *post-mortem*, qui révèlent des cavités en forme de trapèze, plus large au niveau de l'interface Cu/SiN<sup>1</sup> que Cu/TiN (figure 1.22). [CHOI2012] arrive à la même conclusion sur sa technologie, pour laquelle la barrière TiN et la passivation sont inversées, car l'étape de renversement de puce n'a pas eu lieu (étape 2 de la figure 1.6).

<sup>1</sup> L'utilisation de « SiN » à la place de « Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> » est un abus de langage répandu.

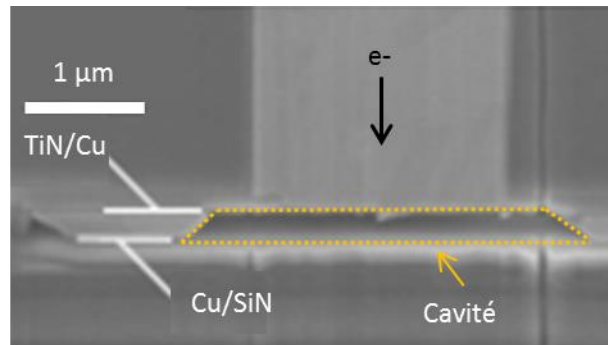


Figure 1.22 : forme de la cavité sous le TSV [FRANK2011b]

Le paramètre  $n$  de Black est calculé égal à 2, alors qu'une valeur de 1 est plutôt attendue pour le cuivre (voir B.II.1). Frank explique cet écart par un échauffement par effet Joule autour de la cavité.

Pour les lignes épaisses, des valeurs similaires sont obtenues. Le mécanisme de dégradation est donc similaire.

En conclusion de cette synthèse des travaux expérimentaux, les rares résultats indiquent que la défaillance est induite par la formation de cavités dans les lignes *sup* ou *inf*, selon le sens de polarisation, mais pas dans les TSV. La déplétion de la ligne en regard du TSV entraine l'augmentation de la résistance, jusqu'à la défaillance. L'interface entre le cuivre et la passivation est le chemin préférentiel de diffusion, tant que l'épaisseur de la ligne reste inférieure à un certain seuil.

Pour compléter les études expérimentales, des travaux s'appuient sur les méthodes numériques

## C.II. Apport des méthodes numériques

En évitant la production d'échantillons et limitant les tests expérimentaux, les méthodes numériques simplifient, accélèrent et réduisent le coût des études. Le développement d'un modèle de dégradation par électromigration est complexe, mais les auteurs en améliorent généralement un, issu de l'étude du BEoL [SUKHAREV2002, SUKHAREV2007]. Pour cette raison, s'appuyant sur plus de 10 ans d'expérience, Sukharev possède actuellement l'un des modèles les plus aboutis à ce jour.

L'objectif de cette partie est d'étudier la contribution de ces modèles sur la fiabilité des interconnexions 3D.

### C.II.1. Nucléation et évolution des cavités

Alors que les études expérimentales renseignent sur la position des cavités après la défaillance, les modèles étudient également leur formation et leur évolution.

Les modèles 3D de [TAN2010] et [CHEN2010] démontrent que les cavités ne se forment pas dans les TSV, mais juste au-dessus ou en-dessous. Alors que le modèle de Tan est basé sur la divergence de flux atomiques et celui de Chen sur une nucléation conditionnée par la concentration de lacunes, leurs résultats sont cohérents avec les observations décrites dans la partie précédente.

[ORIO2012] modélise la croissance d'une cavité sous un TSV. Il arrive ainsi à retrouver l'évolution cylindrique décrite par [FRANK2011b]. Le modèle va plus loin et propose également une explication aux défaillances précoces. Celles-ci seraient induites par des cavités dont les dimensions sont inférieures au diamètre du TSV. Par ailleurs, le modèle démontre le lien entre la distribution des temps à la défaillance et celle de l'épaisseur de la barrière, qui varie selon l'échantillon.

Après avoir étudié la formation des cavités, les autres auteurs consacrent leur étude à déterminer le rôle des différentes forces participant à la dégradation.

### C.II.2. *Analyse comparative des forces motrices*

Il est admis que le flux de lacunes  $\vec{J}_v$  est la somme de quatre termes, dont les deux premiers sont la force électromotrice  $\vec{J}_{em}$  et le flux de retour induit par le gradient de concentration,  $\vec{J}_c$ . Il s'ajoute également un terme lié à un éventuel gradient thermique  $\vec{J}_T$  dans la ligne ainsi qu'une contribution du gradient de contraintes mécaniques  $\vec{J}_s$ . La relation entre les termes est donnée par l'équation (1.14).

$$\vec{J}_v = \vec{J}_c + \vec{J}_{em} + \vec{J}_T + \vec{J}_s \quad (1.14)$$

Avec les méthodes numériques, la contribution de chacune des forces est observable isolément. Deux méthodes sont utilisées : en désactivant les termes souhaités ou en affichant les contributions séparément.

Par exemple, [Pak2011] et [Pathak2011]<sup>1</sup> étudient l'impact des TSV sur les niveaux métalliques du BEoL. Le TSV génère des contraintes mécaniques dans une ligne soumise à un courant, dont le profil de température est tel qu'indiqué sur la figure 1.23. Les contributions sont affichées séparément et regroupées. Le gradient de concentration n'est pas présenté, car les auteurs ne le considèrent pas comme une force motrice puisqu'il s'oppose au déplacement induit par le flux d'électrons.

Pak et Pathak démontrent qu'augmenter le niveau de contraintes mécaniques a plus d'effet sur la dégradation par électromigration qu'une hausse de courant. Leurs résultats corroborent ceux obtenus par [TAN2010].

[SUKHAREV2012] démontre également que les niveaux de contraintes mécaniques générés par un TSV *last* et un TSV *middle*, à dimensions égales, diffèrent légèrement du fait qu'ils ne sont pas connectés au même niveau de métal.

---

<sup>1</sup> Ils travaillent dans la même équipe.

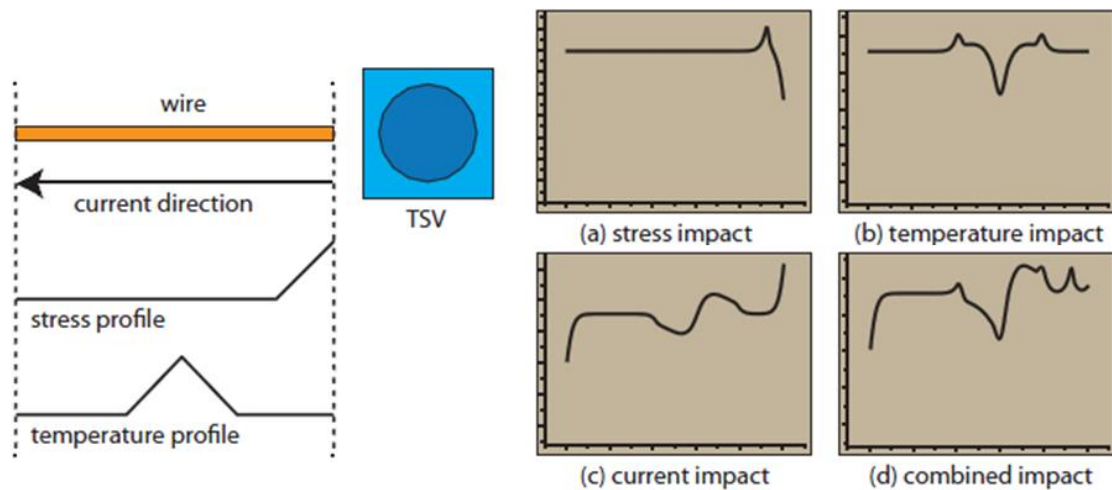


Figure 1.23 : conditions de tests (position de la ligne, courant, contrainte mécanique et température) et leurs effets sur la concentration d'atome le long de la ligne [PATHAK2011]

Le calcul des différentes contributions est également utilisable pour déterminer la zone d'exclusion, à condition d'avoir identifié clairement un critère qui assure la fonctionnalité des dispositifs. Un tel critère pourrait être un niveau maximum de contraintes mécaniques par exemple. La figure 1.24 illustre l'évolution de la contrainte mécanique autour du TSV avant et après l'électromigration [SUKHAREV2012]. Avec l'accumulation et la déplétion d'atomes, la valeur maximale de la contrainte mécanique est augmentée d'environ 20 %. Si le critère de fonctionnalité était défini pour une contrainte maximale de 170 Mpa, cela signifie qu'il ne faudrait pas éloigner les dispositifs de 3,5  $\mu\text{m}$  du TSV, mais d'au moins 5  $\mu\text{m}$ .

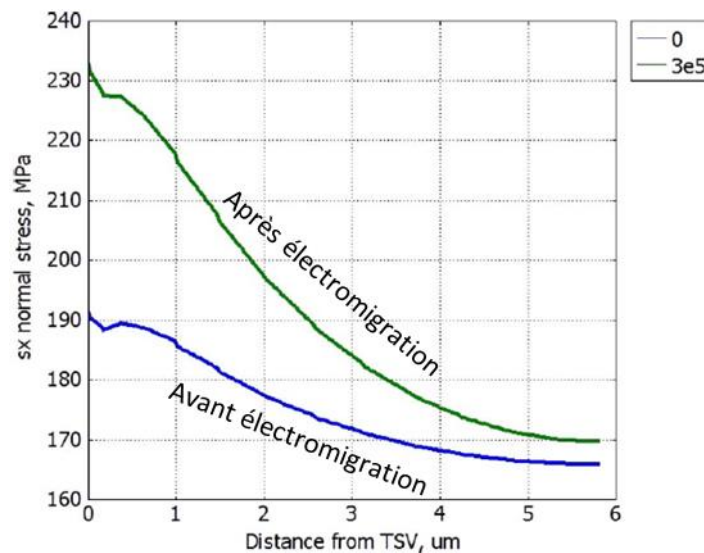


Figure 1.24 : calcul de la contrainte mécanique induite par le TSV sur son environnement, avant et après électromigration [SUKHAREV2012]

Calculer et présenter les contributions séparément est un avantage indéniable de la simulation numérique, pour déterminer leur importance relative. Un autre intérêt majeur réside dans la possibilité de comparer des paramètres sans produire tous les échantillons nécessaires.

### C.II.3. *Étude comparative de paramètres*

La microstructure, l'éloignement et l'orientation d'une interconnexion par rapport au TSV sont des paramètres dont l'étude expérimentale est longue et coûteuse. Avec un modèle robuste, la simulation numérique s'affranchit des deux problèmes.

Pak et Pathak comparent l'impact mécanique du TSV en fonction de l'orientation et de la position de la ligne du BEoL dans le plan et hors plan. Ils obtiennent ainsi les profils de contraintes de chaque cas.

[SUKHAREV2012] s'intéresse aux effets de la microstructure sur le niveau de contraintes mécaniques et son impact sur la dégradation par électromigration. Il considère deux cas : soit les grains les plus larges se situent en haut du TSV, les grains moyens au milieu et les plus petits en fond de TSV (figure 1.25-a), soit les grains les plus larges se trouvent au milieu du TSV, les moyens en bas et les plus fins en haut (figure 1.25-b). Le modèle démontre que la seconde configuration génère moins de contraintes mécaniques que la première.

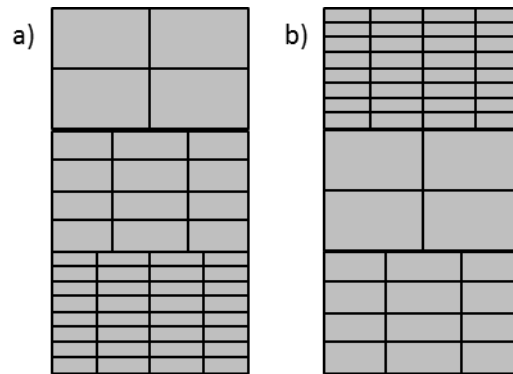


Figure 1.25 : illustration des deux types de microstructure testés par [SUKHAREV2012]

Pak étudie l'impact des dimensions de la structure. En augmentant la taille du TSV, deux forces s'opposent : la diminution de la densité de courant et l'augmentation des contraintes induites. Cette dernière domine la première et la structure est moins fiable.

Une autre partie de l'étude concerne l'impact de la taille du plot de jonction du TSV (figure 1.26). Lorsque celle-ci augmente, les points à la jonction de la ligne et du TSV (point J) ou dans la ligne (point L) ont une fiabilité améliorée. À l'inverse, la contrainte thermomécanique au-dessus du TSV est plus élevée et le temps à la défaillance est atteint plus rapidement dans cette zone, notamment à la verticale du centre du TSV (point C). Cette étude contredit les travaux menés dans le BEoL, qui préconisent d'allonger les lignes au-delà des vias pour retarder la défaillance [LAMONTAGNE2010]. Elle est cependant à nuancer, car le temps à la défaillance est calculé en fonction d'une augmentation de la concentration de lacunes et le modèle ne considère pas le terme source de lacunes. Ce terme, qui reflète un phénomène réel, sert à maintenir l'équilibre du système par la formation ou l'annihilation de lacunes dans le matériau.



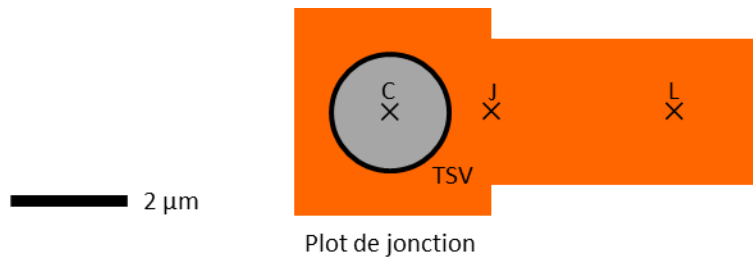


Figure 1.26 : illustration de la structure utilisée par Pak et Pathak avec le positionnement des points de mesure

En résumé, l'étude de la fiabilité des TSV consiste plutôt en l'étude de leur impact sur la fiabilité des lignes qui leur sont connectées. En effet, l'absence de cavités dans les TSV est démontrée expérimentalement et numériquement. Un modèle est développé pour comprendre la croissance de la cavité, mais aucune observation ne le confirme. La seule donnée expérimentale sur la croissance de la cavité est qu'elle suit préférentiellement l'interface entre le cuivre et la passivation, dans le cas de lignes fines. Les outils numériques démontrent leur intérêt avec l'analyse séparée des contributions des forces motrices, révélant une dominance des contraintes mécaniques sur la densité de courant. De plus, ils simplifient l'étude comparative de paramètres tels que la microstructure ou la distance entre un TSV et une ligne métallique.

Cependant, les résultats restent rares. Les études de fiabilité menées dans le BEoL sont donc analysées, en tant que source d'inspiration pour acquérir les connaissances nécessaires au développement de la méthode expérimentale de caractérisation.

## D. Complément d'étude : électromigration dans le BEoL

L'électromigration est un problème majeur du BEoL depuis les débuts de la microélectronique. Après trente ans d'études des interconnexions en aluminium, des solutions concrètes étaient connues. À partir de 1997, le remplacement de ce matériau par le cuivre nécessite de nouvelles études. En effet, le mécanisme de dégradation est différent, comme l'illustre la différence d'énergie d'activation : 0,4 eV pour l'aluminium, entre 0,8 et 1 eV pour le cuivre [PARK1991].

Dans cette partie, les principaux résultats concernant la dégradation par électromigration des interconnexions double-damascènes sont résumés. Tout d'abord, la défaillance de ces structures est présentée, puis le rôle de la microstructure dans le mécanisme de dégradation est discuté.

### D.1. Défaillance des interconnexions du BEoL

La nucléation des cavités est la première étape de la défaillance des interconnexions. Pour cette raison, une attention particulière lui est portée.

La partie B.1.6 montre que la condition de nucléation des lacunes s'explique par un niveau de contraintes mécaniques, et non pas avec une concentration critique de lacunes. Pour les structures double-damascènes, [LLOYD2006] propose une théorie légèrement différente, selon laquelle la délamination du cuivre au niveau de l'interface avec la passivation déclenche la nucléation. Cette condition se formalise par un seuil à atteindre pour la contrainte mécanique normale au plan de l'échantillon ( $\sigma_{délam}$ ), à partir duquel la séparation de l'interface minimise l'énergie. Sur la base de cette théorie, l'auteur propose une correction du calcul des conditions de Blech (équation (1.15)), avec  $\Omega$  le volume atomique et  $\rho$  la résistivité de la ligne. Les autres paramètres sont identiques à ceux décrits précédemment.

$$(jL)_{crit} = \frac{\Omega \sigma_{délam}}{eZ^* \rho} \quad (1.15)$$

Cependant, pour savoir si la nucléation des cavités est responsable de la défaillance des échantillons, il est nécessaire de regarder la courbe d'évolution de la résistance électrique. Elle présente trois phases : un plateau, un saut et une croissance linéaire (figure 1.27). La nucléation des cavités intervient pendant la première phase, et n'a donc pas d'effet sur la résistance [DOYEN2008].

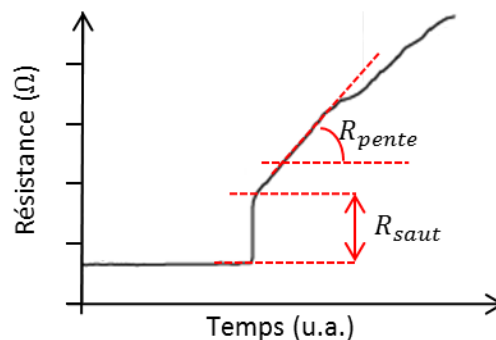


Figure 1.27 : évolution temporelle de la résistance (échelle linéaire) pour une interconnexion du BEoL [DOYEN2008]

La taille critique de la cavité qui entraîne l'augmentation de la résistance dépend de sa position, qui elle-même est déterminée en partie par le sens de polarisation du courant (figure 1.28). Dans le cas d'une polarisation « vers le bas », le défaut tueur au moment de la défaillance est positionné sous le TSV. Son volume critique est déterminé par la déplétion de la ligne sous le via. Pour l'autre sens de polarisation, la cavité se trouve dans le via ou dans la ligne au-dessus du via. La formation de cavité dans le via s'explique par le fait qu'il possède des dimensions similaires à celles de la ligne. De plus, avec l'intégration double-damascène, l'absence de la barrière TiN ne place pas le via dans une configuration de ligne immortelle.

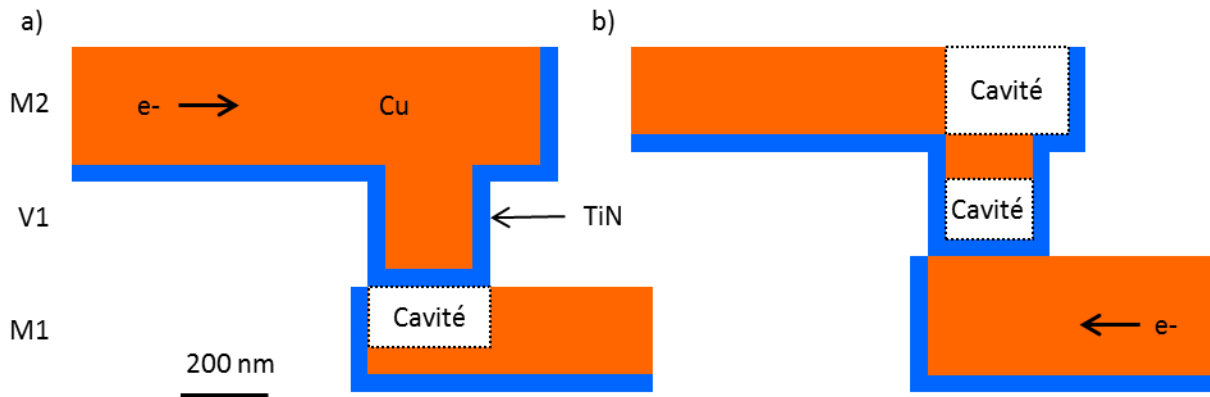


Figure 1.28 : positions critiques des cavités entraînant l'augmentation de la résistance dans le cas de la polarisation a) vers le bas, b) vers le haut

Le saut de résistance s'explique par le passage des électrons dans la barrière sur une longueur déterminée par la taille de la cavité. Avec l'équation (1.16) [DOYEN2008] retrouve analytiquement la valeur du saut  $R_{saut}$  :

$$R_{saut} = \frac{\rho_b \cdot l_c}{A_b} \quad (1.16)$$

Avec  $\rho_b$  la résistivité de la barrière,  $l_c$  la longueur de la cavité lorsqu'elle atteint le volume critique, et  $A_b$  la section de la barrière.

La cavité croît dans la direction de la ligne (ou du via) et non pas de manière cylindrique comme pour les TSV (voir B.I.2). Cette évolution explique le comportement linéaire de la résistance. Avec l'équation (1.17), Doyen calcule la pente de la courbe.

$$R_{pente} = \frac{\rho_b}{A_b} \frac{\Delta l}{\Delta t} \quad (1.17)$$

Avec  $\Delta l$  la croissance de la cavité pendant l'intervalle de temps  $\Delta t$ .

Le mécanisme de défaillance du BEoL est similaire à celui de la RDL connectée aux TSV, mais la résistance électrique présente un comportement différent qui s'explique par le mode d'évolution de la cavité.

En cherchant les paramètres contribuant à définir le lieu de nucléation des cavités, puis leur évolution, de nombreux auteurs s'intéressent à la microstructure. La partie suivante résume leurs travaux.

## D.II. Rôle de la microstructure

L'importance de la microstructure dans le mécanisme de défaillance des interconnexions est admise à l'unanimité. Pour celles en cuivre, la manière dont elle influence la dégradation est encore sujet à discussion [OGAWA2002].

Ceci est démontré dans cette partie, qui présente d'abord les études sur le rôle des joints de grains, puis l'influence de l'orientation cristalline.

### D.II.1. Influence des joints de grains

Selon [OGAWA2002], la principale question ouverte sur le rôle des joints de grains est leur impact sur les chemins de diffusion. Des études annoncent qu'ils sont le chemin préférentiel de diffusion [LIN2013], quand d'autres pensent qu'il s'agit plutôt de l'interface entre le cuivre et la passivation [THASHER2001, VAIRAGAR2004b].

L'énergie d'activation associée à la diffusion aux joints de grains est comprise entre 0,8 et 1,2 eV [LLOYD1999, LIN2013], et entre 0,6 à 0,9 eV [LLOYD1999, ZSCHECH2004] à l'interface. En considérant que le terme pré-exponentiel est du même ordre de grandeur, le coefficient de diffusion des deux chemins est donc sensiblement égal. La différence entre deux technologies se manifeste avec le chemin de diffusion effectif. Comme l'illustre l'équation (1.18), adaptée de l'équation (1.6) au cas des structures double-damascènes, plus le terme  $d$  est grand (gros grains), moins  $D_{jg}$  contribue à la diffusion.

$$D_{eff} = D_{vol} + \left(\frac{1}{h} + \frac{2}{w}\right) \delta_b D_b + \frac{\delta_{jg}}{d} D_{jg} + \frac{1}{h} \delta_{passiv} D_{passiv} \quad (1.18)$$

Avec les indices *vol*, *b*, *jg* et *passiv* qui réfèrent respectivement au volume, à l'interface entre le cuivre et la barrière métallique, aux joints de grains et à l'interface entre le cuivre et la passivation. Les coefficients  $D$  indiquent les coefficients de diffusion.  $h$  est la hauteur de la ligne et  $w$  sa largeur.  $h_b$  est l'épaisseur de la barrière. Les paramètres  $\delta$  définissent l'épaisseur de l'interface ou du joint de grains.

[HAU-RIEGE2001] étudie le comportement de lignes à la microstructure dite quasi-bambou et d'autres polycristallines. Les premières sont des interconnexions pour lesquelles les joints de grains ne forment pas de chemin de conduction le long de la ligne [SASAGAWA2000]. Les analyses *post-mortem* révèlent un mécanisme de diffusion identique dans les deux cas. Malgré une différence du temps moyen à la défaillance d'environ 30 %, Hau-Riege soutient que la contribution des joints de grains est négligeable quelle que soit la microstructure.

[ARNAUD2003] arrive à une autre conclusion, mais avec des lignes de dimensions différentes pour obtenir les deux types de microstructure. Selon elle, l'interface cuivre-passivation est le chemin préférentiel pour les microstructures quasi-bambou. Pour les lignes polycristallines, les analyses *post-mortem* et *in situ* sont en faveur d'un chemin préférentiel le long des joints de grains. La réduction par trois du temps moyen à la défaillance entre les deux types d'interconnexions révèle une contribution des deux chemins de diffusion pour les lignes polycristallines.

Le rôle des joints de grains au travers de la diffusion ne fait donc pas consensus. Selon leur orientation par rapport à la direction de la ligne [KOETTER2000] et selon la microstructure de l'échantillon [HU1999a, LINIGER2002], leur importance sur la diffusion est relativisée.

Pour [HU1999a] et [FURUYA2013], la différence des résultats observés s'explique par le fait que les technologies ne sont pas identiques. Respectivement, les deux auteurs soulignent la présence d'impuretés dans le cuivre induit par le procédé de fabrication et les conditions de croissance du cuivre.

Si l'étude de l'influence des joints de grains sur la diffusion n'est pas concluante, [LLOYD2006] souligne leur importance sur la détermination du lieu de formation des cavités. Localement, ils induisent une augmentation de la contrainte mécanique normale à la surface, qui favorise la condition de nucléation.

Compte tenu de l'importance de la contrainte mécanique sur la dégradation, les recherches sont portées sur tout paramètre qui l'influence, tel que l'orientation cristalline.

#### D.II.2. *Impact de l'orientation cristalline*

[DWYER2010, HAUSCHILDT2005] expliquent la statistique des temps à la défaillance par la statistique des orientations cristallines des échantillons.

L'orientation cristalline intervient de deux manières dans le phénomène d'endommagement.

Tout d'abord, elle détermine l'orientation des axes du tenseur d'élasticité en chaque grain. La contrainte mécanique varie donc également entre chaque grain. Or, elle influence le coefficient de diffusion, d'après l'équation (1.19).

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-E_a + \Omega\sigma_H}{kT}\right) \quad (1.19)$$

Avec  $\Omega$  le volume atomique et  $\sigma_H$  la contrainte hydrostatique.

De plus, en modifiant le niveau de contraintes mécaniques, l'orientation cristalline influence le lieu de formation des cavités, selon les théories de [LLOYD2006] et [GLEIXNER1999] (voir partie B.I.6).

Si l'influence de la texture fait consensus, ce n'est pas le cas de la direction à privilégier. L'orientation (111)<sup>1</sup> est presque toujours mentionnée. Pour certains auteurs, cette orientation favorise la dégradation rapide [WENDROCK2005, ZSCHECH2004] tandis que pour d'autres elle la ralentit [CACHO2007]. Parmi ceux qui défendent la thèse selon laquelle la texture (111) est résistante à la dégradation, Ryu [RYU1997, RYU1999] le démontre en comparaison avec la texture (200). D'autres, [KOETTER2000, LINIGER2002] généralisent le résultat de Ryu sans justification.

Certains travaux étudient également la désorientation entre les grains. Les meilleures performances de durée de vie sont atteintes pour les lignes présentant le minimum de fortes désorientations [RYU1997].

---

<sup>1</sup> Sauf indication contraire, dans ce document, l'orientation cristalline est exprimée par rapport à l'axe perpendiculaire au plan de l'échantillon.

En conclusion, la fiabilité des interconnexions en cuivre du BEoL est intensément étudiée depuis plus de quinze ans. Seuls les résultats majeurs sont présentés dans cette partie. Le comportement de la ligne vis-à-vis de la dégradation est similaire à celui reporté pour la RDL dans la partie précédente. L'accent a été mis sur l'importance de la microstructure, dont le rôle n'est pas encore analysé pour les structures avec TSV. Les joints de grains interviennent en augmentant localement le niveau de contraintes mécaniques, et potentiellement en contribuant à la diffusion le long de la ligne. Cette dernière assertion est encore actuellement un sujet de discussion entre les acteurs du domaine. Le rôle de l'orientation cristalline est également démontré, mais les textures à privilégier pour renforcer la fiabilité des interconnexions ne font pas consensus.

## E. Conclusion

Dans ce chapitre, le phénomène d'électromigration a été présenté en détails. La physique qui régit le mécanisme a été expliquée puis les résultats ont été résumés.

La densité de courant et la température sont les deux paramètres utilisés pour accélérer la défaillance des échantillons lors des études de fiabilité. Les tests statistiques sont analysés par la loi de Black, et complétés par des études *post-mortem* lorsque la dégradation dans la technologie est peu connue ou qu'un comportement inattendu est observé. Pour aller plus loin dans la compréhension du mécanisme de défaillance, des études *in situ*<sup>1</sup> sont conduites. Elles caractérisent l'échantillon pendant le test d'électromigration, révélant alors la dynamique des phénomènes.

Rares sont les études expérimentales sur la fiabilité des TSV. Elles démontrent néanmoins que les cavités se forment et évoluent dans la RDL ou la ligne *inf*. Augmenter l'épaisseur de la ligne pour allonger la durée de vie n'est intéressant que jusqu'à une certaine limite après laquelle le mécanisme de dégradation est modifié. Des études numériques complètent les résultats, en démontrant notamment que les contraintes mécaniques induites par le TSV réduisent la fiabilité des interconnexions à proximité.

Pour acquérir une meilleure connaissance du phénomène d'électromigration en vue de définir les caractéristiques fonctionnelles de la méthode expérimentale à développer, l'état de l'art de la fiabilité des interconnexions en cuivre du BEoL a été également analysé. Il en ressort un rôle fort de la microstructure sur la formation et l'évolution des cavités, malgré de réelles difficultés à le déterminer précisément. Les joints de grains et l'orientation cristalline sont néanmoins des paramètres à étudier pour comprendre précisément le mécanisme d'électromigration. Cette recherche est nécessaire, car avec les phénomènes de concentration de courant importants du fait des changements de dimensions entre les lignes et le TSV, l'influence des différents paramètres est potentiellement modifiée par rapport au BEoL.

Suite à cette analyse, notamment à la base solide constituée par les travaux de Frank, le prochain chapitre détaille la méthodologie expérimentale qui est développée pour étudier finement la dégradation par électromigration des interconnexions 3D.

---

<sup>1</sup> Bien que le terme « *in operando* » semble le plus adapté pour définir une mesure réalisée au cours d'un test, le terme « *in situ* » est employé dans la littérature

# Chapitre II

## Développement d'une méthode inédite de caractérisation *in operando* du phénomène d'électromigration dans les interconnexions 3D

---

<b>A. Réalisation du banc de test .....</b>	<b>64</b>
A.I. Choix de la technique d'imagerie .....	64
A.II. Accélération du vieillissement par la température.....	67
A.III. Accélération du vieillissement par l'injection du courant d'électromigration .....	69
A.IV. Caractérisation électrique de la dégradation .....	69
A.V. Conclusion .....	70
<b>B. Validation de la méthodologie et des choix techniques .....</b>	<b>72</b>
B.I. Structure de test et préparation d'échantillons associée .....	72
B.I.1. Méthode pour forcer la localisation des défauts .....	72
B.I.2. Préparation d'échantillons pour des micrographies MEB de qualité .....	74
B.II. Choix des conditions expérimentales .....	75
B.III. Caractérisation de la dégradation par électromigration .....	77
B.III.1. Comportement électrique de l'échantillon .....	77
B.III.2. Évolution du défaut tueur .....	78
B.III.2.a. Cinétique d'évolution .....	78
B.III.2.b. Allongement de la durée de vie par effet réservoir .....	83
B.III.2.c. Chemin préférentiel de diffusion.....	83
B.III.3. Relation entre évolutions de la résistance et du défaut tueur.....	84
<b>C. Conclusion .....</b>	<b>89</b>





Comme le démontrent les études présentées au chapitre précédent, du fait de leurs dimensions, les risques de défaillance par électromigration dans les interconnexions 3D sont actuellement faibles. Cependant, celles-ci modifient l'environnement mécanique des interconnexions du BEO, impliquant la nécessité d'étudier leur fiabilité dans le cadre de l'intégration 3D. De plus, les feuilles de route conjecturent la diminution de la taille des interconnexions 3D jusqu'à des dimensions comparables aux niveaux épais du BEO. Dans ce contexte, la densité de courant augmentera et les risques de défaillance liés à l'électromigration s'accroîtront. L'étude de ce phénomène est donc pleinement justifiée.

Le développement d'un modèle prédictif de la dégradation requiert de comprendre précisément le phénomène d'électromigration, donc de l'observer. Pour y parvenir, il est nécessaire de développer une méthode de caractérisation, dont la présentation est l'objet de ce chapitre.

Tout d'abord, les caractéristiques techniques du banc de test et sa réalisation sont détaillés. Ensuite, la méthodologie est appliquée à un cas concret afin d'être validée.

## A. Réalisation du banc de test

Afin de comprendre précisément le phénomène d'électromigration, il est nécessaire de l'observer. Pour répondre à cet objectif, le chapitre I a démontré l'avantage d'utiliser les méthodes de caractérisation *in operando*.

Pour étudier une technologie au regard du phénomène d'électromigration, il est nécessaire de se placer dans les conditions des essais accélérés. Concrètement, cela signifie être en mesure d'injecter un courant et de chauffer l'échantillon. Il est également requis de caractériser la dégradation. La mesure de la résistance électrique est indispensable pour la comparaison avec les résultats publiés dans la littérature, mais ne suffit pas pour analyser précisément le mécanisme de défaillance. Pour y parvenir, il est nécessaire d'être en capacité d'observer la morphologie du défaut. Pour cette raison, le choix se porte sur les techniques d'imagerie. La figure 2.1 résume le besoin de la méthode expérimentale.

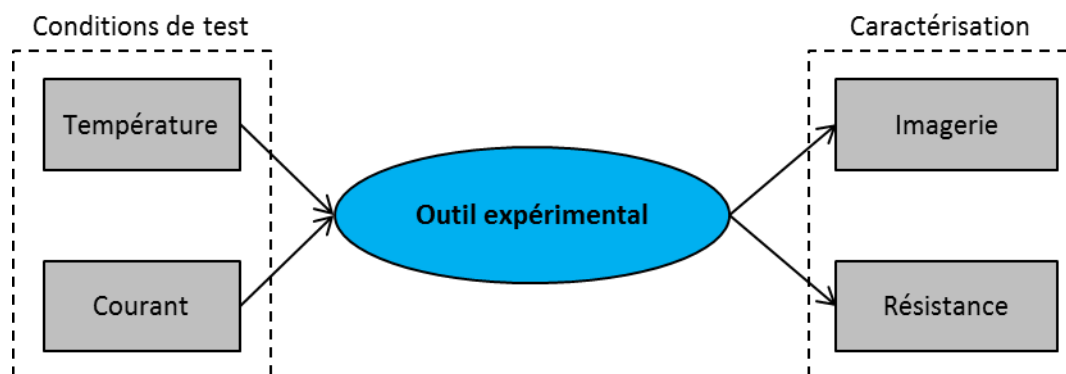


Figure 2.1 : synthèse du besoin

La technique d'imagerie est l'élément caractéristique de l'étude. Pour cette raison, cette partie commence par expliquer son choix. Ensuite, les exigences concernant les conditions de tests et la réalisation technique sont précisées. Enfin, la dernière partie concerne la caractérisation électrique de l'échantillon.

### A.1. Choix de la technique d'imagerie

La microscopie couvre un large champ de techniques : optique, ionique, électronique, rayons X, etc.

Pour trouver la technique adaptée à l'étude du mécanisme d'endommagement par électromigration, le besoin est listé ci-dessous, sans ordre hiérarchique.

1. Comme un banc de test est requis pour réaliser les conditions d'électromigration, il est nécessaire d'avoir une place suffisante dans l'équipement. Le besoin de chauffer l'échantillon à plus de 300 °C implique également que toutes les pièces de l'équipement supportent une telle température.
2. La durée de vie des échantillons étant supérieure à la centaine d'heures, l'équipement doit pouvoir être utilisé en continu sur une telle durée. Pour réaliser plusieurs études, sa disponibilité à plusieurs reprises sur une période de trois ans est également nécessaire.
3. Afin de suivre l'évolution de la dégradation, la technique de caractérisation doit être non destructive.

Cette condition retire la microscopie ionique de la liste des techniques utilisables.

4. Afin de ne pas rater d'événement majeur de la dégradation, la durée des caractérisations doit être inférieure à une dizaine de minutes.
5. Une résolution latérale de l'ordre de la dizaine de nanomètres est requise pour observer la nucléation des cavités.  
Les microscopies optique et infrarouge ne répondent pas à cette exigence.
6. Bien que la taille des zones à caractériser atteigne la centaine de micromètres carrés, il n'y a pas de restriction sur la capacité de la méthode à les observer en une seule fois.
7. Une profondeur d'analyse d'environ 1  $\mu\text{m}$  est également requise.  
Cette condition élimine les techniques de microscopie à sonde locale ou la caractérisation EBSD<sup>1</sup>.
8. Le niveau de contraintes mécaniques de l'échantillon influence le phénomène d'électromigration. La méthode d'observation doit donc être réalisable en conservant l'environnement de la structure de test.  
Il n'est donc pas envisageable d'utiliser la microscopie électronique à transmission, qui nécessite de réaliser des échantillons sous forme lamelles d'une épaisseur inférieure à 100 nm.
9. Si une préparation d'échantillons est nécessaire, elle doit préserver les différents matériaux impliqués dans la dégradation. Il s'agit notamment de ne pas modifier le mécanisme de dégradation dans le cas où une interface intervient comme chemin préférentiel de diffusion atomique. Dans le cas de la technologie TSV présentée au chapitre précédent, il est par exemple fondamental de conserver la couche de passivation.
10. La technique de caractérisation doit être compatible avec les conditions de test. Il ne doit pas y avoir d'influence de la mesure sur l'essai, et inversement.

Pour répondre à l'ensemble de ces conditions, le choix s'est porté sur la microscopie électronique à balayage.

La technique est simple d'utilisation, avec un temps de réalisation d'une micrographie inférieur à une minute. À 30 kV, sa profondeur d'analyse est d'environ 2  $\mu\text{m}$  dans le cuivre, d'après la formule de Kanaya et Okayama [KANAYA1972]). À cette même énergie, la passivation protectrice de l'échantillon est transparente aux électrons du faisceau.

L'équipement retenu est un modèle JSM-7500F (figure 2.2) du fabricant japonais JEOL. Il est utilisable pour des campagnes de test qui durent jusqu'à 2 semaines. Le fabricant annonce une résolution latérale de 1 nm pour une tension d'accélération de 15 kV. Cet équipement, qui appartient au Laboratoire des Technologies de la Microélectronique (CNRS-Université Joseph Fourier-CEA), est notamment résistant aux hautes températures. En effet, à l'inverse d'autres MEB, il ne comporte pas d'éléments sensibles aux hautes températures.

---

<sup>1</sup> *Electron BackScatter Diffraction*, ou diffraction des électrons rétrodiffusés



Figure 2.2 : MEB JEOL 7500F utilisé pour l'expérience *in operando* (photo commerciale)

Cependant, la dixième condition n'est pas entièrement satisfaite, car le balayage de l'échantillon par un faisceau d'électrons est susceptible de modifier la mesure de résistance électrique.

Tout d'abord, l'apport d'électrons à la surface de l'échantillon est susceptible de fausser la mesure de la résistance électrique du fait de l'augmentation du courant (équation (2.1)). Cependant, si un tel résultat est reporté dans la littérature, il concerne des structures à l'échelle nanoscopique [NOYONG2007]. De plus, dans le cas du test d'électromigration, le l'intensité du faisceau, voisine de quelques microampères, est négligeable devant la dizaine de milliampères injectés dans la structure de test.

$$R = \frac{U}{I_{mesure} + I_{faisceau}} \quad (2.1)$$

L'autre source d'erreur possible est l'augmentation de la température de l'échantillon induite par l'apport énergétique générée lors du balayage électronique de la surface de l'échantillon [STAHLMECKER2007]. Le faisceau d'électrons, d'intensité 12  $\mu$ A, est accéléré à une tension de 30 kV. Au maximum, il transmet donc à l'échantillon une puissance de 36 mW. Cette valeur est environ le triple de celle apportée par effet Joule, 12,5 mW, pour l'échantillon dont la résistance vaut environ 20  $\Omega$  à 350 °C, avec un courant injecté de 25 mA. Cependant, à l'inverse de l'effet Joule, le faisceau d'électrons n'apporte de l'énergie que localement est sur une durée inférieure à 10 min. Son influence est donc limitée.

En conclusion, il n'est pas attendu que le faisceau d'électrons ait un impact significatif sur l'essai d'électromigration.

Cette partie a présenté l'équipement de caractérisation qui répond à la totalité des critères définis. Le choix de la microscopie électronique à balayage est validé par les nombreux travaux de la littérature qui l'utilisent pour des études similaires sur le BEoL.

La partie suivante détaille la gestion de la température.

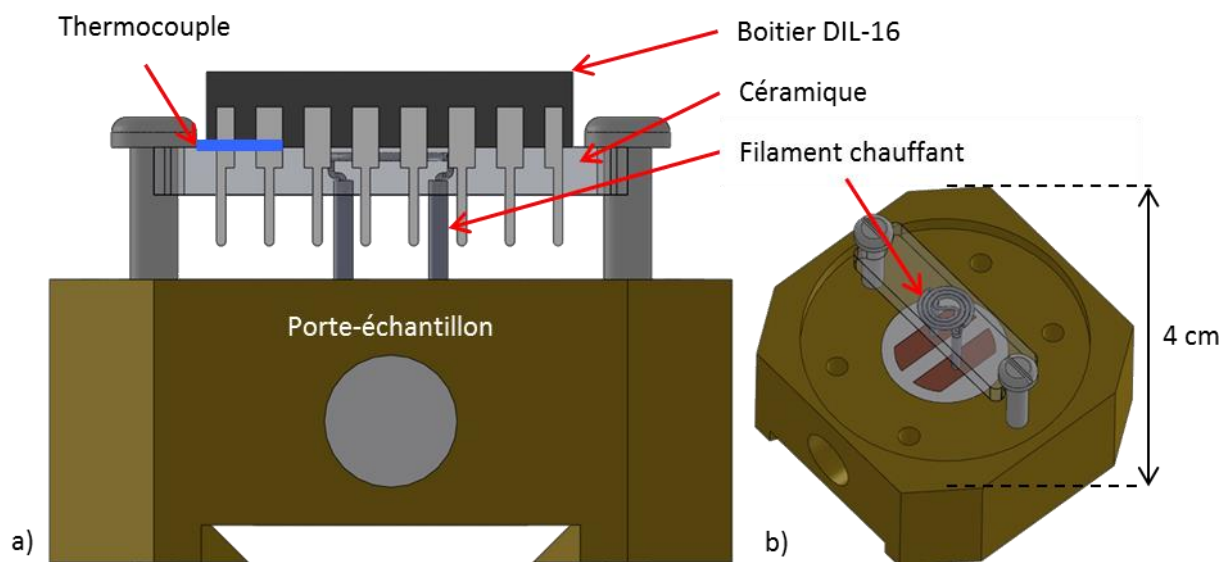
## A.II. Accélération du vieillissement par la température

Le chapitre I a souligné l'importance de la température comme accélérateur du vieillissement. Pour cette raison, il est indispensable que le banc de test soit en mesure de chauffer l'échantillon et de le maintenir à la température souhaitée.

Le système de chauffe doit avoir la capacité de chauffer l'échantillon jusqu'à 350 °C, pour être compatible avec la caractérisation de différentes technologies d'interconnexions.

Par ailleurs, l'objectif à atteindre en termes de stabilité thermique est une température constante pendant plusieurs centaines d'heures, à plus ou moins 2 °C. Ses variations doivent rester inférieures à 0,5 °C/10 h [MEYER2007].

La méthode choisie pour répondre au cahier des charges est un chauffage par effet Joule. Un courant de quelques ampères est injecté par une alimentation HP 6002A dans un filament résistif en tantale. Il est placé dans une céramique, sur laquelle repose un boîtier DIL-16, dans lequel est collé l'échantillon. Ainsi, la chaleur évacuée par le filament est transmise par conduction à l'échantillon. La figure 2.3 illustre le système. L'ensemble est fixé sur un porte-échantillon en laiton, adapté pour l'expérience, afin d'être introduit dans la chambre du MEB.



*Figure 2.3 : illustration (SolidWorks®) du système développé  
La figure b) révèle le filament en tantale autour duquel est coulée la céramique*

Pour assurer que la température est à la valeur souhaitée, deux thermocouples de type K sont placés entre le boîtier DIL-16 et la céramique. Leur gamme de fonctionnement s'étend de 0 à 800 °C. L'un des thermocouples est relié à un afficheur/régulateur de température. L'autre est connecté à un multimètre Keithley 2400, piloté par LabVIEW®, afin d'enregistrer la valeur de température au cours du temps. De plus, la température est vérifiée par le calcul avec le coefficient thermique de résistance.

L'utilisation d'un bouclier thermique dans la chambre du MEB pour éviter l'échauffement de pièces sensibles n'est pas requise, contrairement à certaines études [MEYER2002].

Le lien entre courant injecté et température dépend uniquement du système, c'est-à-dire qu'aucun facteur extérieur ne le modifie. Une calibration détermine donc l'intensité du courant à injecter en continu pour atteindre différentes températures (voir figure 2.4).

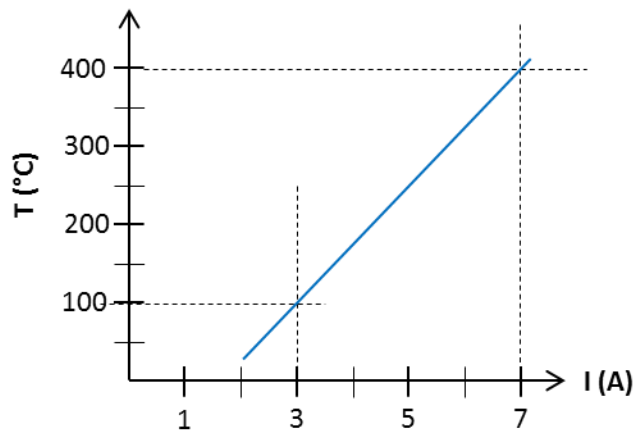


Figure 2.4 : calibration de la température de test en fonction de l'intensité de courant injectée dans le filament

Avec cette méthode, les deux objectifs concernant la stabilité de la température sont atteints. Comme elle est mesurée avec le thermocouple, il reste possible d'ajuster manuellement le courant injecté en cours d'expérience.

Une autre méthode est également envisagée pour maintenir la température à la valeur souhaitée. Elle consiste en l'utilisation d'un régulateur, qui alterne des phases où il conduit le courant avec des phases où il ouvre le circuit (figure 2.5). Son rôle est de maintenir la température à la valeur de consigne. Grâce aux réglages de paramètres PID<sup>1</sup> du contrôleur, le temps de chaque phase est calculé en considérant la réponse directe de l'échantillon et l'inertie du système.

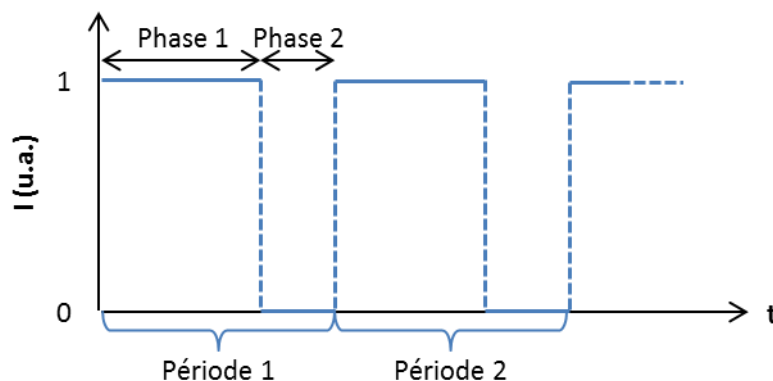


Figure 2.5 : profil du courant lors de l'alternance des phases avec le fonctionnement du régulateur

Ce système présente l'avantage certain d'assurer que la température moyenne de l'échantillon est toujours égale à la température voulue. Cependant, l'alternance des phases induit des variations de température (figure 2.6). Lors de l'injection du courant, la température augmente et dépasse la consigne. Lors de la phase de coupure, la température chute et se retrouve inférieure à la température souhaitée. Comme la résistance de l'échantillon est thermo-dépendante, les oscillations de la température lui sont répercutées. Réduire la période des cycles limite l'écart entre les températures extrêmes et la consigne. Cependant, cela induit logiquement une augmentation de la fréquence des variations. Cet écart peut également être limité en réduisant le courant délivré par l'alimentation HP. En effet, s'il faut 5 A en continu pour atteindre 350 °C et que l'alimentation injecte 7 A, qui

<sup>1</sup> Proportionnel, intégral, dérivé

permettrait d'atteindre 450 °C, pendant les phases d'injection du courant, la température augmente fortement. Ainsi, en injectant un courant proche de 5 A (5,4 A par exemple), l'écart de température est réduit.

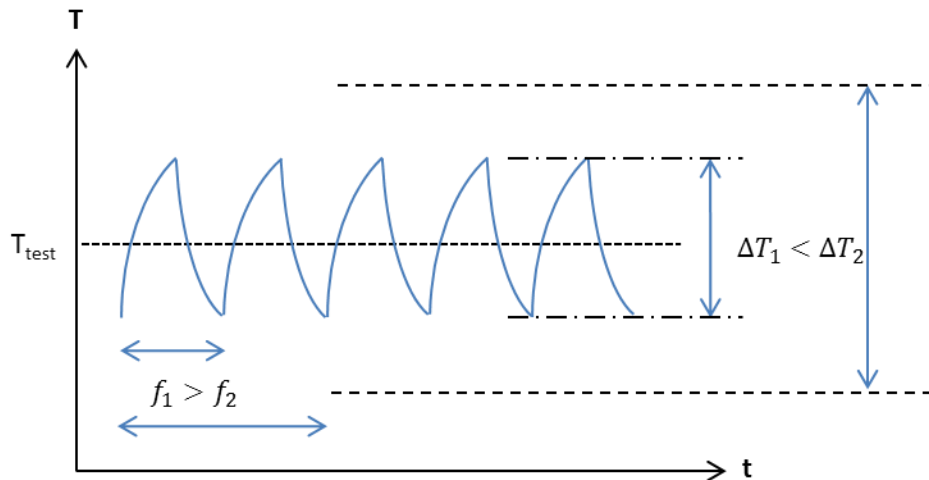


Figure 2.6 : profil d'évolution de la température induit par l'alternance des phases de chauffe et de refroidissement pour deux fréquences de cycle différentes

En conclusion, l'utilisation du régulateur induit des variations de la température sans présenter suffisamment d'avantages pour justifier son utilisation malgré ce défaut. De plus, comme l'injection d'un courant constant répond aux performances requises, cette méthode « simple » est utilisée.

La suite présente la partie du banc de test dédiée à la contrainte électrique.

### A.III. Accélération du vieillissement par l'injection du courant d'électromigration

Le courant, ou plus précisément la densité de courant, est la principale force motrice de l'électromigration. Son influence sur la durée de vie des échantillons est mise en évidence par la formule de Black (équation (1.9) du chapitre I).

Un système de connectiques établit le lien électrique entre l'intérieur et l'extérieur de la chambre du MEB. Ainsi, un module Keithley 6062a est en capacité d'injecter un courant continu dans la puce par l'intermédiaire du boîtier DIL-16, auquel la puce est connectée par un câblage filaire.

Le module Keithley est contrôlé par LabVIEW®. Si besoin, une légère modification du programme est suffisante pour imposer une consigne à tension constante.

### A.IV. Caractérisation électrique de la dégradation

La mesure de la résistance électrique est nécessaire pour comparer les résultats avec ceux de la littérature. De plus, la défaillance de l'échantillon est généralement définie par l'augmentation de la résistance de l'échantillon au-delà d'un seuil.

Le module Keithley 2602a injectant le courant de test mesure également la résistance électrique du dispositif. La méthode 4 points est utilisée pour éviter le parasitage de la mesure par la résistance des fils ou les résistances de contact. Une précision inférieure à 0,1 % est obtenue.



Afin de limiter le nombre de données à stocker et à traiter, les valeurs de la résistance ne sont pas stockées à chaque itération du programme LabVIEW®, mais en fonction d'un pas de temps défini par l'utilisateur.

#### A.V. Conclusion

Cette partie a présenté le banc de test développé pour caractériser la dégradation par électromigration dans les futures interconnexions 3D (figure 2.7).

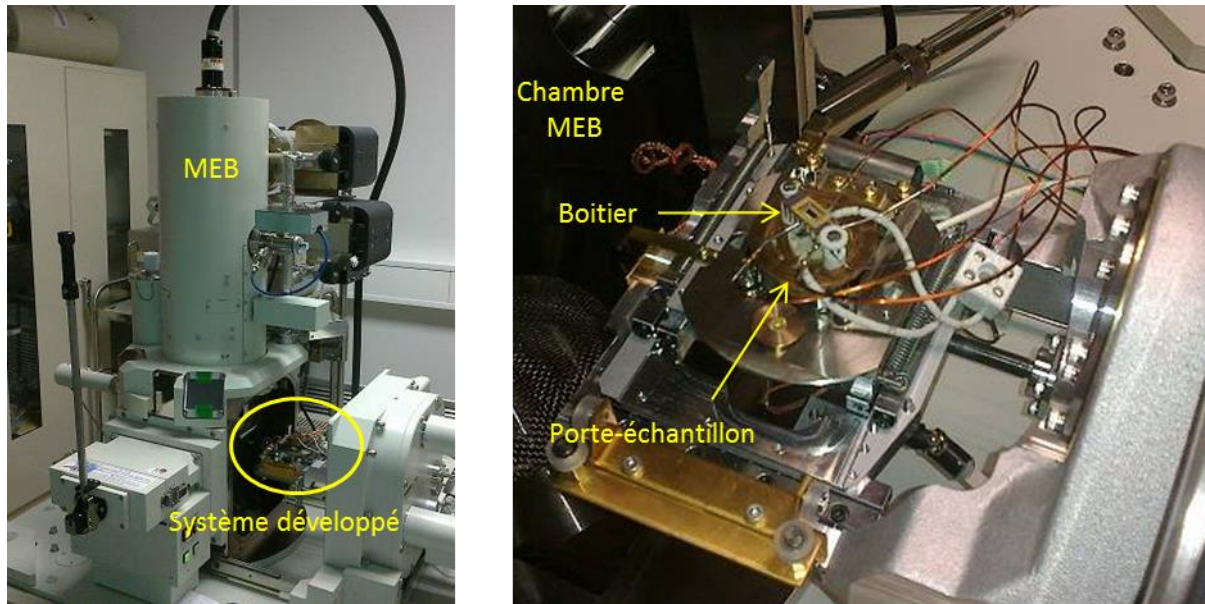


Figure 2.7 : photo du banc de test développé

D'une part, il est requis de se placer dans les conditions des tests d'électromigration accélérés, par l'injection d'un courant constant et le contrôle de la température de l'échantillon. D'autre part, il est nécessaire de caractériser la dégradation. La mesure de la résistance électrique sera utilisée pour comparer les résultats avec ceux de la littérature. De plus, le banc de test est réalisé pour placer les échantillons dans la chambre d'un microscope électronique à balayage. Cette technique d'imagerie répond à un ensemble de critères déterminés pour assurer l'observation du phénomène avec suffisamment de précision sans l'altérer pour autant.

Après le développement de la méthode expérimentale, sa validation fait l'objet de la partie suivante.

Il sera vérifié que des résultats majeurs de la littérature concernant les TSV *last* haute densité présentés dans la partie D.I du chapitre I sont retrouvés. D'autres résultats spécifiques aux méthodes de caractérisation *in situ* devront également être obtenus, tels que la détermination du lieu de nucléation des cavités, leur migration jusqu'à leur position au moment de la défaillance ou encore l'observation de leur croissance. L'ensemble de ces résultats est résumé dans le tableau 2.1.

Tableau 2.1 : synthèse des résultats à retrouver avec la méthodologie expérimentale

Résultats à retrouver	Source
Lieu de nucléation des cavités	1 et 2
Migration des cavités	1
Position finale des cavités	1 et 2
Croissance par coalescence	1
Chemin préférentiel de diffusion atomique : interface cuivre/passivation	2
Influence du sens de polarisation du courant	2
Influence de l'épaisseur des lignes	2

- (1) Essais *in situ* sur les interconnexions du BEoL
- (2) Travaux statistiques sur les TSV *last* haute densité

## B. Validation de la méthodologie et des choix techniques

*N.B. : à chaque fois qu'un temps est mentionné, il est calculé avec le moment où démarre l'injection du courant d'électromigration comme temps initial.*

Afin d'être validée, la méthodologie proposée dans la partie précédente est appliquée à un échantillon, identique à ceux étudiés par [FRANK2013], c'est-à-dire avec des TSV *last* haute densité.

Tout d'abord la structure de test et la préparation d'échantillons associée sont détaillées. Ensuite, les conditions de tests sont énoncées. Enfin, les caractérisations sont exposées et comparées aux résultats de la littérature.

### B.1. Structure de test et préparation d'échantillons associée

Une difficulté des études de fiabilité est l'observation du défaut responsable de la défaillance. En effet, ceux-ci sont généralement petits (centaines de nanomètres) devant les dimensions de la structure (plusieurs centaines de micromètres). La diminution des dimensions des structures n'est pas envisageable, car pour limiter l'effet Blech (lignes immortelles), elles doivent rester longues. L'intégration 3D, avec l'ajout de la profondeur d'analyse, complique encore d'avantage les caractérisations.

#### B.1.1. Méthode pour forcer la localisation des défauts

Les études de fiabilité ont l'avantage de laisser la possibilité de définir des structures de tests qui simplifient les analyses.

Une telle structure est présentée à la figure 2.8-a en vue de dessus et à la figure 2.8-b en vue en coupe. Le tableau 2.2 résume les dimensions principales de la structure.

Tableau 2.2 : récapitulatif des dimensions de la structure de test

TSV		Ligne sup		Ligne inf	
Hauteur	15 $\mu\text{m}$	Hauteur	350 nm	Hauteur	350 nm
Diamètre	3-4 $\mu\text{m}$	Largeur	14 $\mu\text{m}$	Largeur	4 $\mu\text{m}$
Épaisseur TiN	20 nm	Épaisseur TiN	20 nm	Débord	7 $\mu\text{m}$
				Épaisseur TiN	20 nm

La ligne *inf* est connectée à la ligne *sup* par quatre TSV d'un côté et un seul TSV de l'autre. Ainsi, le courant qui passe dans chacun des quatre TSV est environ le quart de celui qui passe dans le TSV isolé. Or, comme le temps moyen à la défaillance est inversement proportionnel à la densité de courant (équation de Black avec un paramètre  $n$  proche de l'unité dans le cas du cuivre), la probabilité de défaut est théoriquement quatre fois supérieure du côté du TSV isolé. Le design de la structure force donc le défaut critique à se trouver de ce dernier côté.

Par ailleurs, les études précédentes montrent que les cavités n'apparaissent jamais dans le TSV, mais toujours dans les lignes à ses extrémités (niveau *inf* ou *sup*). Comme l'explique le chapitre I, la divergence de flux est suffisante pour estimer le lieu de nucléation des cavités, mais pas pour le déterminer précisément. Ainsi, la présence de la barrière à la diffusion en TiN et le changement de section conductrice provoquent une divergence du flux atomique, qui induit la présence des cavités directement au-dessus ou en-dessous du TSV. Si les électrons se déplacent du haut du TSV vers le bas (figure 2.9-a), la polarisation est dite « vers le bas ». Les atomes de cuivre sont bloqués au-dessus du TSV, et en-dessous, les atomes

migrants ne sont pas remplacés. En polarisation inverse, dite « vers le haut », c'est le contraire (figure 2.9-b).

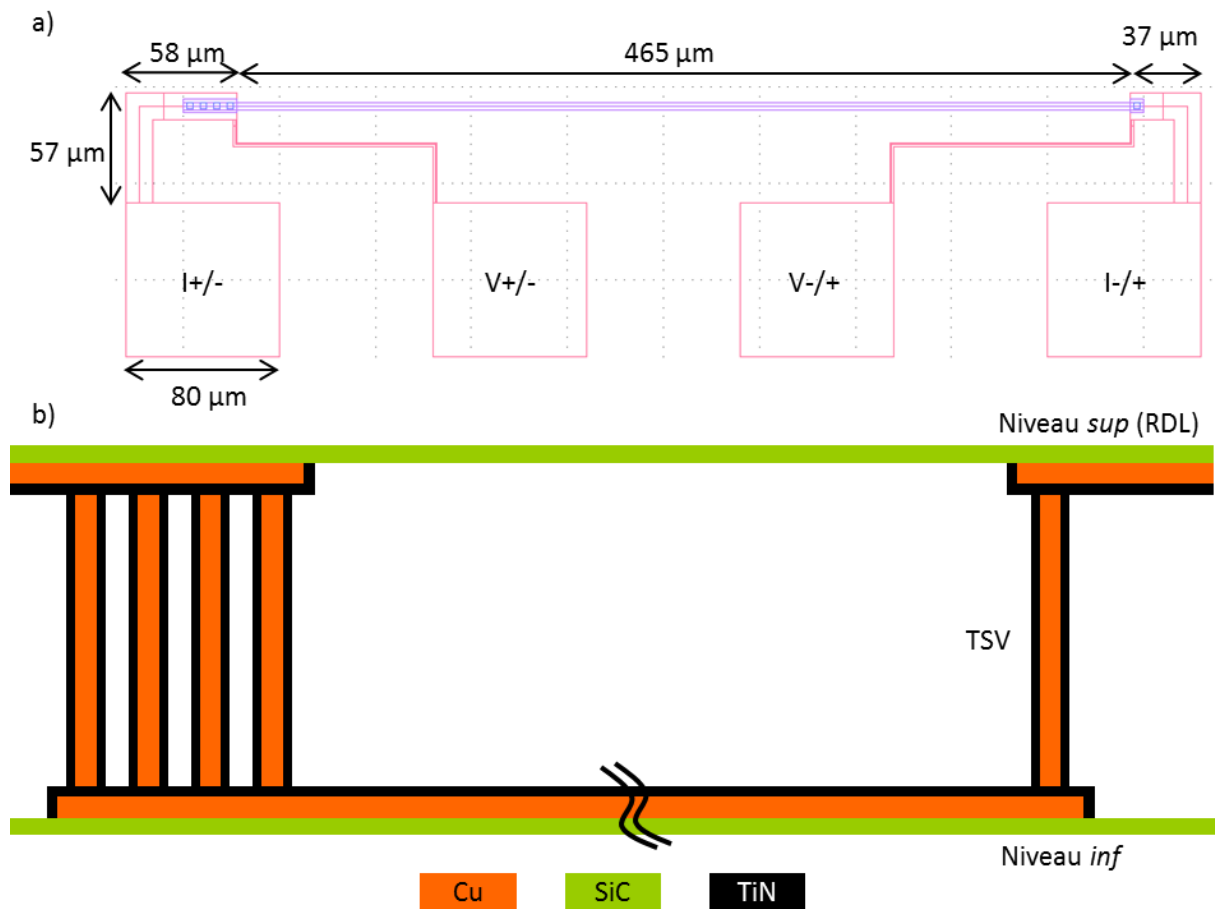


Figure 2.8 : représentation de la structure de test a) dessin du masque vue de dessus sur Klayout®, b) schéma vue en coupe

Ainsi, en imposant le sens de polarisation, il est possible de choisir le lieu de formation des cavités.

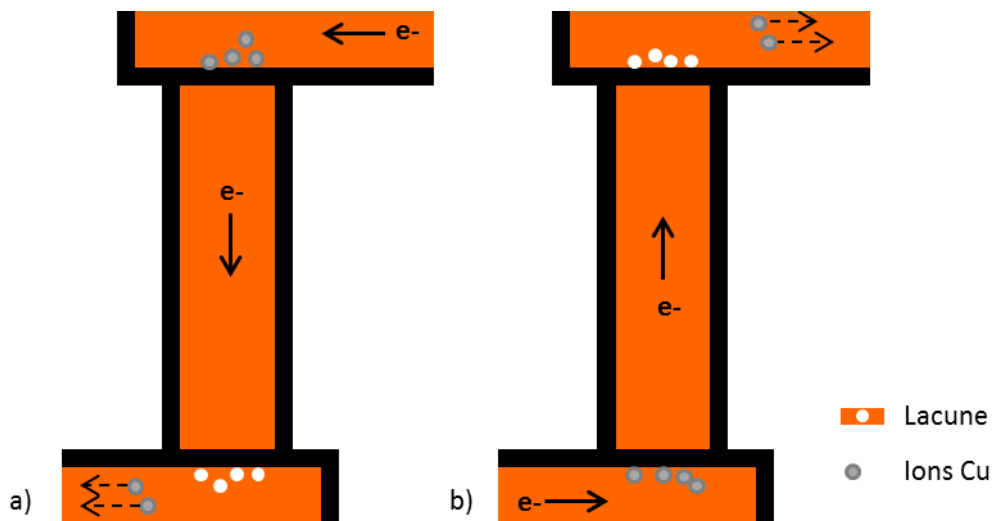


Figure 2.9 : impact de la polarisation a) vers le bas et b) vers le haut sur la position des cavités de part et d'autre d'un TSV réalisé en intégration simple-damascène

Sous réserve du choix adéquat de la polarisation, l'utilisation d'une structure de test asymétrique force la localisation du défaut tueur dans une zone directement observable : au-dessus du TSV isolé.

Cependant, les échantillons restent recouverts par une passivation, qui amoindrit la qualité des observations MEB. La prochaine partie détaille le protocole mis au point pour retirer cette protection.

### B.1.2. *Préparation d'échantillons pour des micrographies MEB de qualité*

Sur les figures précédentes, seul un dépôt de carbure de silicium d'environ 40 nm est indiqué. En réalité, quatre couches composent la passivation : un dépôt de 600 nm de nitrure de silicium, une double couche d'oxyde (100 nm et 400 nm) et enfin une couche de carbure de silicium (figure 2.10-a). Même si le MEB a la capacité d'observer aux travers des couches de passivation, diminuer leur épaisseur améliore la qualité des micrographies.

D'après la littérature, l'interface entre le cuivre et la passivation correspond au chemin préférentiel de diffusion atomique. Pour cette raison, afin de ne pas modifier le mécanisme de dégradation, il est nécessaire de conserver la couche de carbure de silicium. Du fait de son épaisseur, ce dépôt abaisse peu la qualité des micrographies MEB.

La préparation d'échantillons combine deux méthodes d'attaque sélectives, dont la première dégrade le nitrure de silicium et la seconde les oxydes (figure 2.10).

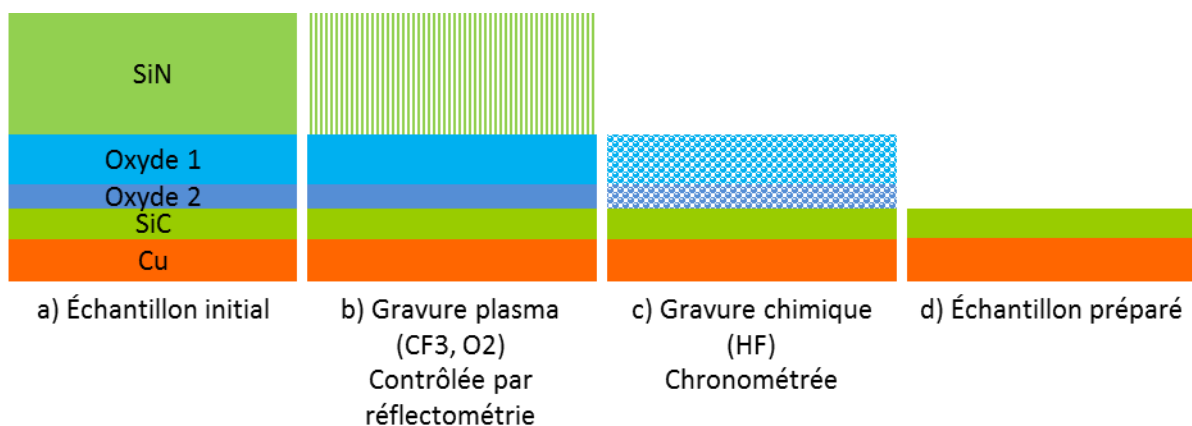


Figure 2.10 : étapes successives de préparation d'échantillons pour la polarisation vers le haut

La première étape (figure 2.10-b) de la méthodologie consiste en une gravure plasma à base d'O<sub>2</sub> et de CF<sub>3</sub>, sur un équipement de type Nextral NE90. Le plasma choisi est sélectif et ne grave l'oxyde qu'à très faible vitesse. L'opération est contrôlée par réflectométrie laser. Une courbe de l'évolution de la gravure au cours du temps est tracée (figure 2.11). Ses caractéristiques (périodicité, pente, etc.) dépendent du matériau. Ainsi, un changement de comportement signifie à la fois que la totalité du nitrure de silicium est retirée et que l'attaque de l'oxyde débute. L'étape de gravure est alors terminée.

La seconde étape (figure 2.10-c) consiste à retirer la double couche d'oxyde par un bain d'acide fluorhydrique (HF) dilué à 10 %. Cette technique présente le double avantage d'avoir une vitesse de gravure connue, 150 nm/min, et d'attaquer très lentement le carbure de silicium. L'échantillon est plongé dans la solution pendant 3 min 40 s, laissant une marge du temps de gravure d'environ 5 % pour assurer un retrait total de l'oxyde.

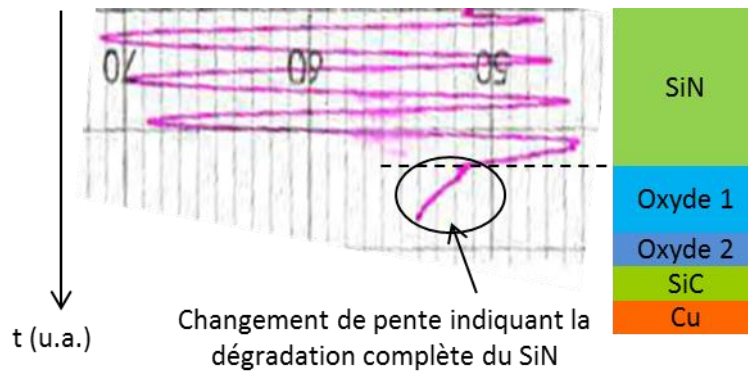


Figure 2.11 : courbe de suivi temporel de la gravure obtenue par réflectométrie laser

Après le bain d'acide, l'échantillon est rincé puis séché. Cette étape paraît simple, mais la manipulation risque d'enlever le câblage filaire, généralement réalisé avant la préparation d'échantillons pour des raisons de « logistique ».

Cette première partie de l'étape de validation de la méthodologie a présenté la structure de test, qui est conçue de sorte que le choix de la polarisation du courant décide du lieu de formation des défauts critiques. Une préparation d'échantillons est nécessaire. Elle conserve l'interface entre le cuivre et la passivation.

La prochaine partie détaille les conditions d'expérience, qui sont susceptibles d'influencer la dégradation et les caractérisations.

## B.II. Choix des conditions expérimentales

Les conditions de tests déterminent la vitesse de vieillissement des échantillons et risquent de modifier le mécanisme de dégradation (voir partie B.II.1 du premier chapitre).

Pour comparer les résultats de l'étude avec ceux de la littérature, des conditions de test similaires sont choisies : un courant de 25 mA et une température de 350 °C. Ces paramètres limitent raisonnablement l'échauffement par effet Joule, moins de 10 °C, et la défaillance à quelques centaines d'heures. Un courant de cette intensité correspond à une densité de courant d'environ 0,5 MA/cm<sup>2</sup> au centre du TSV en le considérant de section circulaire<sup>1</sup>.

La figure 2.12 représente l'évolution de la température au cours des premières dizaines d'heures de l'expérience. L'augmentation initiale est induite par l'effet Joule, qui se manifeste au moment de l'injection du courant d'électromigration. La décroissance qui suit est en revanche plus difficile à expliquer. Une hypothèse envisagée est qu'un léger recuit de l'échantillon induit une diminution de la résistivité par stabilisation de la microstructure, qui entraîne alors une baisse de l'effet Joule.

<sup>1</sup> Alors qu'il est carré avec des angles arrondis

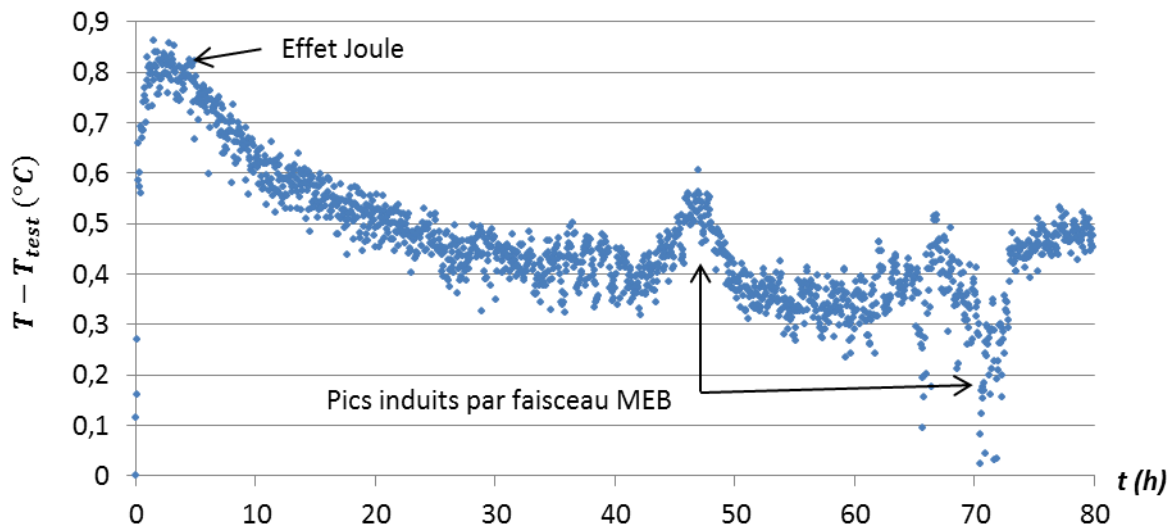


Figure 2.12 : courbe d'évolution temporelle de l'écart entre la température réelle et la température initiale pour les quatre-vingt premières heures d'essai

La figure 2.13 représente l'évolution de la température pour l'ensemble de l'essai d'électromigration.

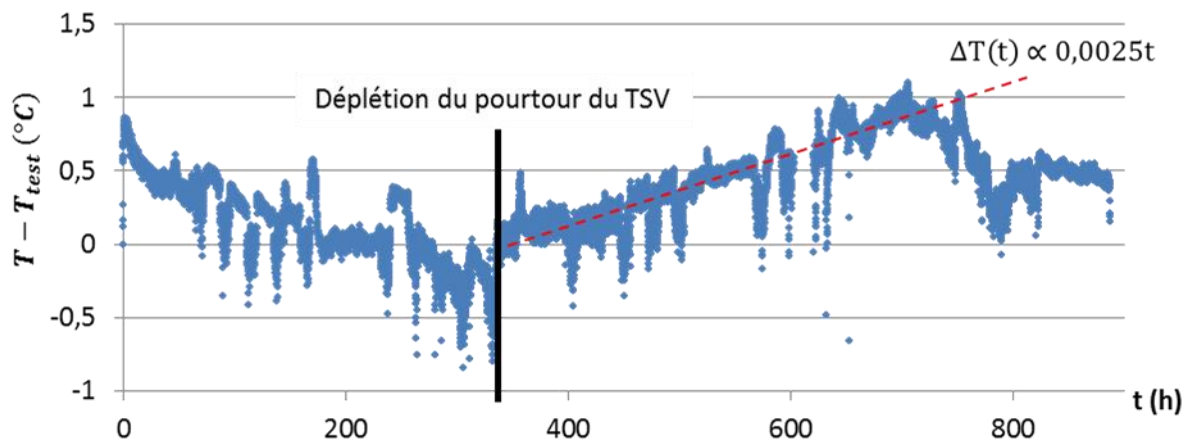


Figure 2.13 : courbe d'évolution temporelle de l'écart entre la température réelle et la température initiale pour l'ensemble de l'essai d'électromigration

La température reste comprise dans la gamme de plus ou moins 2 °C indiquée dans le cahier des charges. Cependant, des pics semblent invalider l'objectif d'une variation inférieure à 0,5 °C/10 h. Les variations sont à relativiser elles ne se produisent que lorsque des cartographies MEB sont réalisées. L'hypothèse que le faisceau d'électrons fausse la mesure de la température est avancée. Elle est renforcée par la diminution de la fréquence et de l'amplitude des pics entre 680 h et 780 h, intervalle pendant lequel aucune micrographie n'est réalisée. Sur cette période, des pics apparaissent toutes les 24 h, à l'heure du flash automatique de nettoyage de la pointe du MEB.

À partir d'environ 350 h, la température tend à augmenter linéairement, avec une pente de 0,0025 K/h, c'est-à-dire de 0,05 K/20 h. Le cahier des charges est bien respecté.

Afin de pouvoir observer au travers de la fine couche de passivation et sur l'ensemble de l'épaisseur de la ligne de cuivre, les micrographies MEB sont réalisées avec une tension d'accélération de 30 kV. La distance de travail est de 8 mm.



Les tests de fiabilité sont généralement arrêtés une fois que la résistance de l'échantillon a augmenté d'une valeur critique, usuellement et arbitrairement définie à 10 % de sa valeur initiale. Pour cette étude, il s'agit d'obtenir un maximum d'informations avec un nombre très limité de tests. L'essai est donc poursuivi bien au-delà.

En résumé, un courant de 25 mA est injecté dans un échantillon chauffé à 350 °C.

La prochaine partie est consacrée à la caractérisation de l'endommagement par électromigration d'un échantillon testé selon les conditions expérimentales présentées.

### B.III. Caractérisation de la dégradation par électromigration

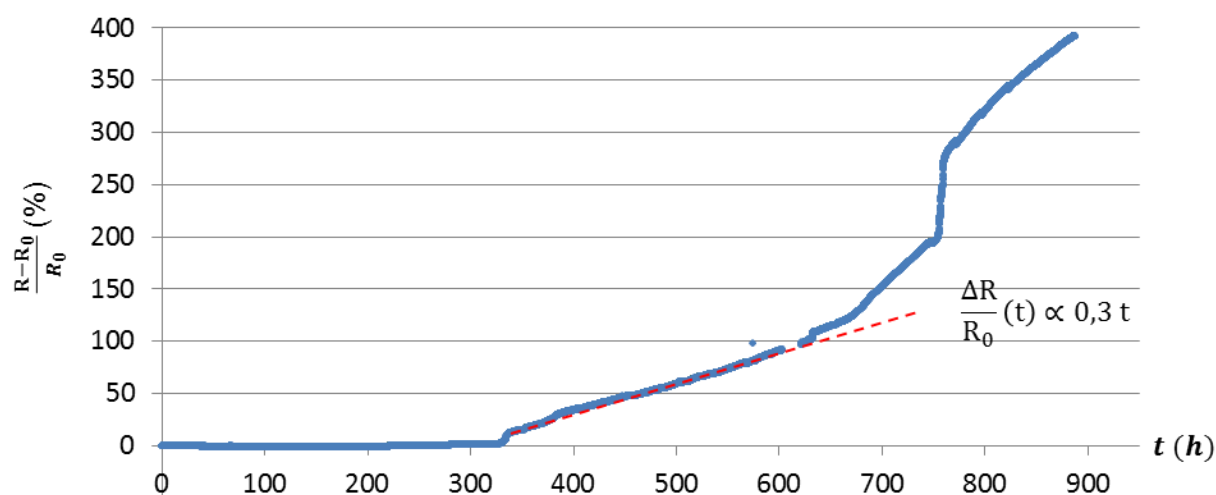
Pour valider la méthodologie expérimentale, l'essai d'électromigration doit être cohérent avec les résultats de [FRANK2013]. Il est nécessaire de retrouver également des résultats spécifiques aux études *in situ*.

Cette partie détaille tout d'abord la caractérisation électrique de l'échantillon, qui est commune à toutes les études sur l'électromigration. Ensuite, les micrographies MEB sont présentées et analysées. Enfin, elles sont utilisées pour tracer un lien entre l'évolution du défaut tueur et le comportement de la résistance.

#### B.III.1. Comportement électrique de l'échantillon

La résistance électrique est un indicateur de l'endommagement [DOYEN2008].

La figure 2.14 trace l'évolution de la résistance relative<sup>1</sup> au cours du temps.



Différentes phases sont clairement repérées sur la courbe. Tout d'abord, un long plateau pendant lequel la résistance varie de moins de 2 %. Vers 330 h survient un premier saut de résistance d'environ 10 %, synonyme de défaillance pour un essai d'électromigration accéléré classique de la littérature. La troisième partie de la courbe est une période de croissance linéaire jusqu'à environ 600 h, moment à partir duquel l'évolution s'accélère. Un

<sup>1</sup> Rapport de la différence entre la résistance et la résistance initiale sur la résistance initiale



saut de résistance d'environ 100 % se produit à 750 h, auquel succède une nouvelle période de croissance.

À première vue, jusqu'à 700 h le comportement de la résistance est similaire à celui indiqué dans la littérature : une phase pendant laquelle la valeur reste constante à la valeur initiale, puis une forte augmentation. Cependant, [FRANK2011a] observe une croissance logarithmique, sans le saut préalable. Cet écart de comportement est à relativiser, car il n'est constaté que pour un seul essai. Les trois premières étapes de l'évolution de la résistance sont identiques avec les mesures effectuées dans le BEoL [DOYEN2009].

Malgré les différences constatées, la méthode n'apporte rien de nouveau en termes de caractérisation électrique. Sa spécificité réside dans la caractérisation en temps réel de l'évolution du défaut. Cette analyse est détaillée dans la suite du document.

### **B.III.2. *Évolution du défaut tueur***

Les essais d'électromigration classiques caractérisent la formation et l'évolution des défauts par des analyses *post-mortem* ou en essais *ex situ*. D'une part, cette pratique n'apporte que des informations ponctuelles. D'autre part, elle suppose que le mécanisme de dégradation n'est pas influencé par l'arrêt et la reprise de l'essai d'électromigration, malgré les variations des contraintes thermomécaniques qui en découlent. Les expériences *in operando* s'affranchissent de ces deux biais de mesure. Cependant, ils ne prennent pas en compte l'aspect statistique de la défaillance.

La cinétique de croissance du défaut est ainsi tout d'abord exposée. Ensuite, l'étude des micrographies prouve également l'existence d'un mécanisme qui retarde la défaillance. Enfin, l'analyse confirme les résultats de la littérature à propos du chemin préférentiel de diffusion.

#### **B.III.2.a. *Cinétique d'évolution***

Pour suivre l'évolution de l'endommagement, des micrographies MEB sont réalisées régulièrement.

La figure 2.15 schématise la structure de test du côté du TSV isolé et indique la zone observée en vue de dessus au MEB. Le sens des électrons est précisé, ainsi que les noms utilisés dans la suite de ce document.

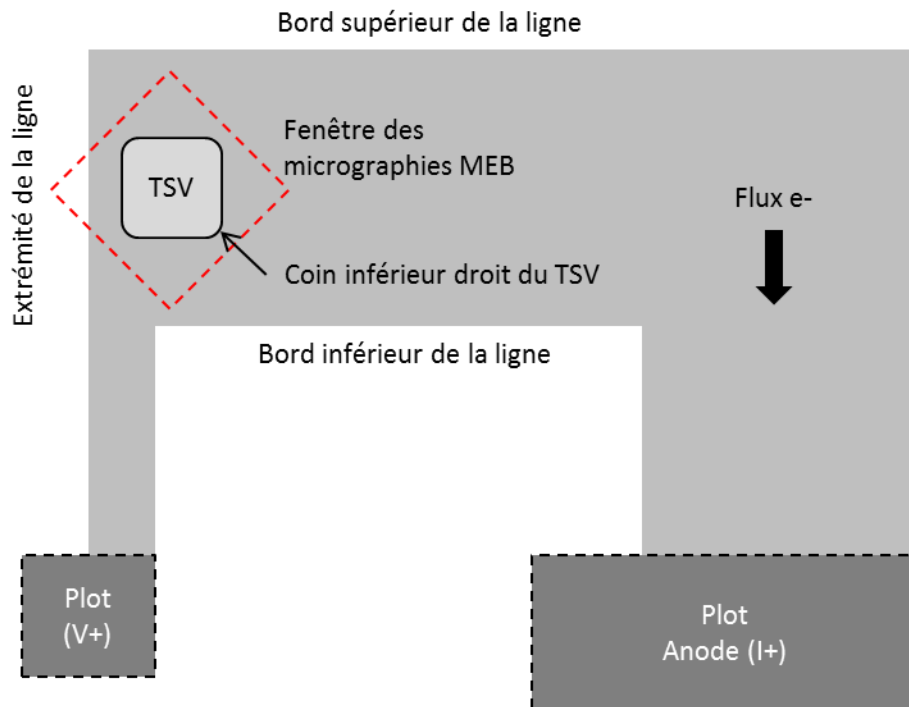


Figure 2.15 : repérage de la zone d'observation sur la structure de test et énoncé des appellations

La figure 2.16 présente les micrographies MEB caractéristiques de la dégradation observée<sup>1</sup>. Le TSV est visible par transparence et apparaît plus clair que le cuivre de la ligne. La barrière TiN est tracée en pointillés, car elle n'est que peu visible à ce grossissement. Le sens de déplacement des électrons est indiqué.

La figure 2.16-a est la première micrographie MEB réalisée. Trois cavités se sont formées dans la ligne *sup* à proximité du TSV entre le début de l'essai d'électromigration et la réalisation de cette image. Par souci de simplification de l'analyse, les cavités sont numérotées sur la figure. La cavité 1 est la plus à gauche, la deuxième se trouve juste au-dessus du coin inférieur droit du TSV et la troisième n'a pas de surface en regard de la projection du TSV.

<sup>1</sup> Un meilleur aperçu de la cinétique d'évolution est disponible en visionnant la vidéo disponible à l'adresse suivante : <https://www.youtube.com/watch?v=8pJhgvzuLP0>.

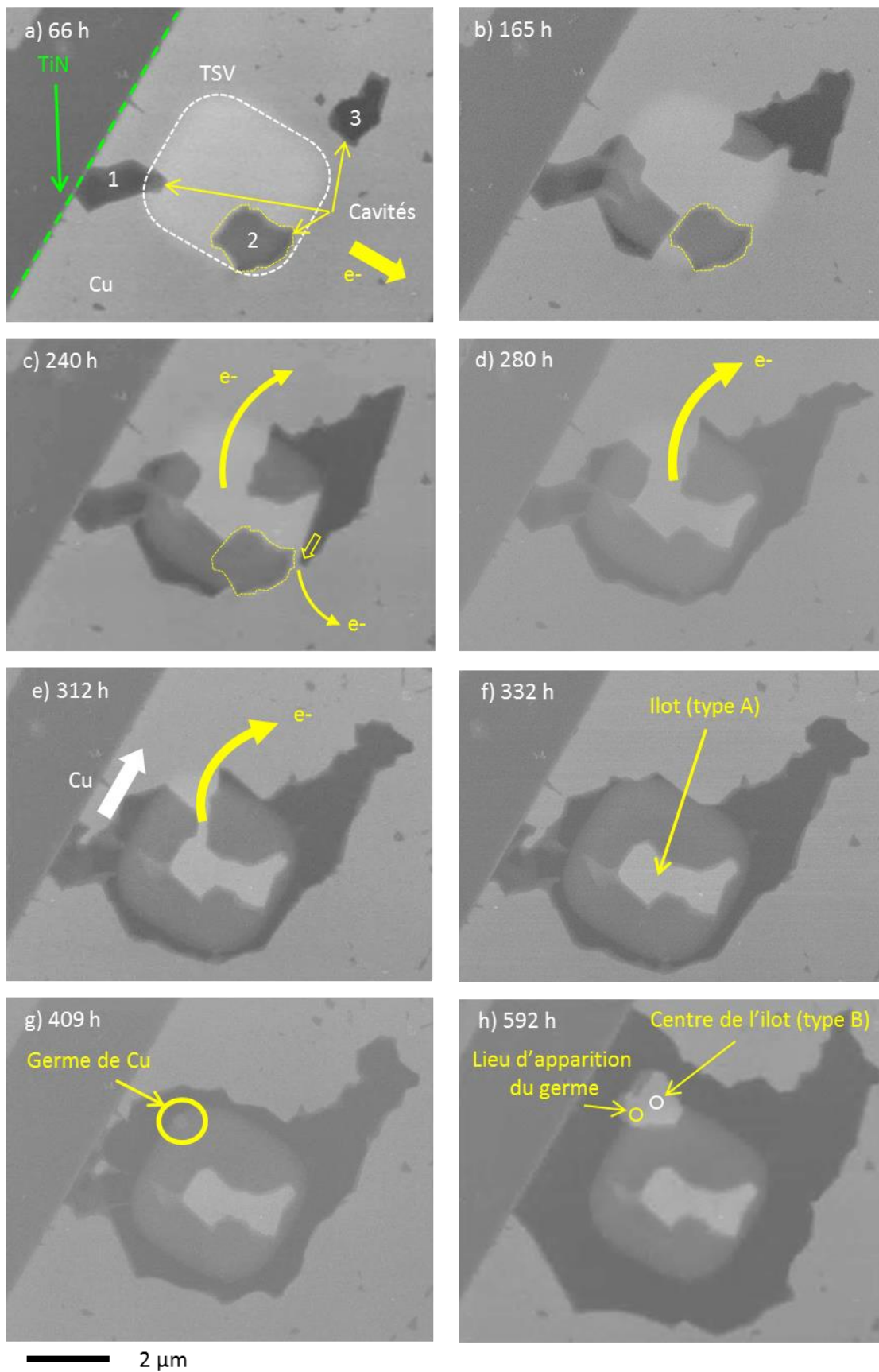


Figure 2.16 : micrographies MEB caractéristiques de l'évolution des cavités dans la ligne sup au-dessus du TSV réalisées aux instants a) 66 h, b) 165 h, c) 204 h, d) 280 h, e) 312 h, 332 h, g) 409 h et h) 592 h  
 $I = 25 \text{ mA}$ ,  $T = 350 \text{ }^{\circ}\text{C}$

L'analyse de la figure 2.16-b à f révèle que la cavité 2 n'évolue pas, tandis que la 1 et la 3 se développent en suivant le pourtour du TSV. Cette évolution s'explique par la combinaison de deux mécanismes (figure 2.17) : la diffusion préférentielle le long de la surface des cavités et le décalage des lignes de courant sur leurs bords. La croissance de la cavité 1 entraîne sa fusion avec la cavité 2 vers 170 h (figure 2.16-b).

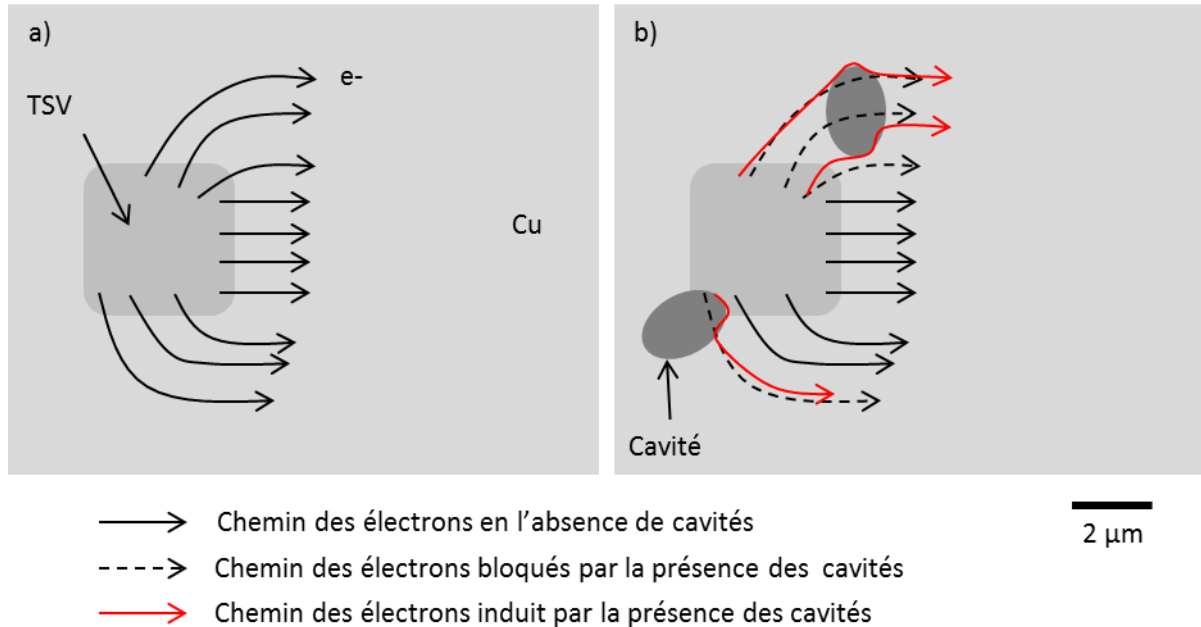


Figure 2.17 : schéma explicatif de l'impact de la présence des cavités, dont les bords possèdent la plus faible énergie d'activation à la diffusion, sur le chemin parcouru par les électrons

Après la coalescence des cavités 1 et 2, il ne reste plus que deux chemins de conduction (figure 2.16-c). Pour minimiser la résistance électrique de la structure, il est attendu que le courant passe principalement entre les cavités 2 et 3 plutôt qu'entre les cavités 1 et 3. Ainsi, cette dernière évolue en direction de la cavité 2, refermant le chemin de conduction. Le courant devient alors de plus en plus intense entre le TSV et le bord supérieur de la ligne, jusqu'à ce qu'il ne subsiste plus que ce chemin (figure 2.16-d). Ce mécanisme explique l'évolution de la cavité 3 en direction du bord supérieur de la ligne.

La suite logique de cette croissance est la fermeture du chemin de conduction entre les cavités 1 et 3. Ainsi, après 332 h d'essai, la coalescence des trois cavités entraîne la déplétion du pourtour du TSV<sup>1</sup>. En l'absence de cuivre, la barrière TiN assure la conduction (figure 2.18). Au-dessus du TSV, un îlot de matière (appelé « de type A ») résiste à la déplétion après la coalescence des cavités. Il n'évolue pas jusqu'à la fin de l'expérience. Des îlots semblables sont observés dans la littérature [FRANK2011a]. Si leur existence n'est pas du plus grand intérêt d'un point de vue fiabilité, l'observation de la formation de cet îlot est un exemple est significatif de l'apport des méthodologies *in operando*.

<sup>1</sup> Il s'agit en réalité du pourtour de la projection du TSV dans la ligne *sup*, mais par souci de simplification du discours, les deux notions sont confondues.

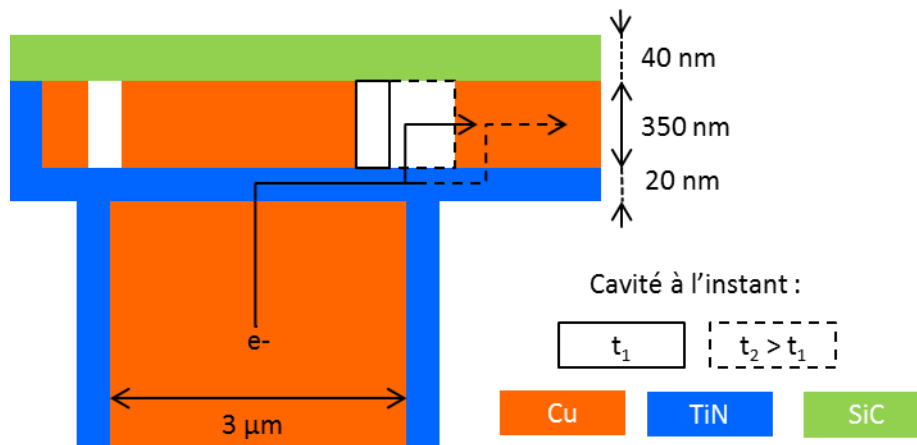


Figure 2.18 : illustration du prolongement du passage du courant au travers de la barrière après déplétion totale de l'épaisseur de la ligne de cuivre, puis avec la croissance de la cavité (sans respect des proportions)

Après la coalescence, la cavité résultante croît de manière quasi-isotrope (figure 2.16-g et h) jusqu'à la fin de l'essai (figure 2.19), allongeant la longueur de la conduction dans la barrière (figure 2.18).

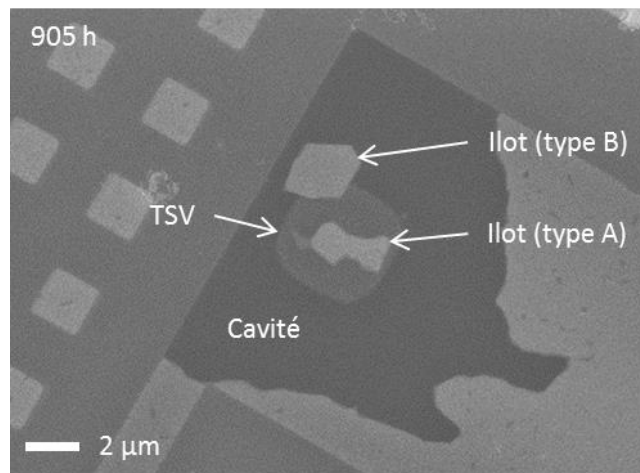


Figure 2.19 : état de la cavité à la fin de l'expérience (905 h)

Après 409 h de test d'électromigration (figure 2.16-g), un germe de cuivre apparaît au-dessus du TSV, dans une zone où la déplétion est totale. Comme le montre la figure 2.16-h, la matière s'accumule pour former un îlot de cuivre (type B). Le suivi de cette évolution dans le temps démontre que l'îlot ne croît pas de manière isotrope à partir du centre du germe. La connaissance exacte de la position d'apparition du germe est une information précieuse en vue de faciliter les caractérisations *post-mortem* destinées à comprendre son origine.

Dans cette partie ont été commentées les principales micrographies réalisées pendant l'essai d'électromigration *in operando*. La cinétique d'évolution des cavités est observée et expliquée. Les deux principaux résultats sont la nucléation de trois cavités aux angles du TSV, et leur croissance suivant le pourtour du TSV. L'analyse démontre également l'apport des études *in operando* pour étudier des phénomènes incompris en essais d'électromigration avec caractérisations *post-mortem*, tels que la formation des îlots de type A et B.

La suite de cette partie s'appuie sur l'ensemble des micrographies pour étudier un mécanisme qui retarde la défaillance de l'échantillon.

#### B.III.2.b. Allongement de la durée de vie par effet réservoir

L'effet réservoir est le phénomène de déplétion de matière dans les zones où la densité de courant est bien inférieure à celle de la ligne [DION2001]. Il est utilisé pour allonger la durée de vie des interconnexions du BEOI en prolongeant les niveaux métalliques au-delà des vias [LAMONTAGNE2010]. Habituellement, le déplacement de matière n'est pas observé. Le phénomène est étudié uniquement au travers de son impact sur la durée de vie des interconnexions.

La figure 2.16-e et f illustrent ce phénomène. En effet, alors que les électrons se déplacent en direction du bord supérieur de la ligne, le cuivre entre la cavité et l'extrémité de la ligne est déplacé. Il est raisonnable de supposer que ces atomes métalliques migrent au-dessus du TSV. La présence de ce débord retarde donc la déplétion complète du pourtour du TSV.

En continuant l'exploitation des micrographies MEB, la partie suivante recherche le chemin préférentiel de la diffusion.

#### B.III.2.c. Chemin préférentiel de diffusion

Pour la technologie étudiée, [FRANK2012] calcule une énergie d'activation de 0,89 eV, conforme à un chemin de diffusion préférentiel le long de l'interface entre le cuivre et la passivation (voir partie C.I.3 du chapitre I). Il confirme ce résultat par des caractérisations *post-mortem*.

L'analyse des cavités sur les micrographies MEB (figure 2.16-c par exemple), révèle différents niveaux de gris. Ils ont deux origines : la composition des couches sous la cavité et l'épaisseur de la cavité [PAQUETON2006a]. La première explique la raison pour laquelle la partie de la cavité juste au-dessus du TSV apparaît moins sombre qu'ailleurs. La seconde apporte une information sur la forme des cavités dans l'épaisseur de la ligne. Puisqu'elles sont plus claires sur les bords, cela signifie que la cavité y est moins épaisse. La figure 2.20 illustre les deux possibilités susceptibles de mener à cette observation<sup>1</sup>.

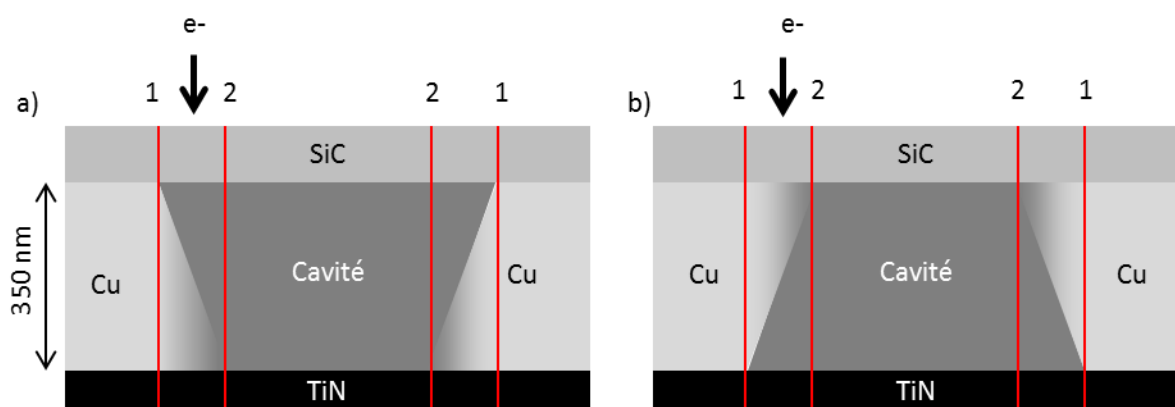


Figure 2.20 : schéma explicatif des deux hypothèses sur la forme des cavités d'après les contrastes observés

<sup>1</sup> Une troisième alternative serait un mixte des deux.

Dans le cas *a*, les électrons rétrodiffusés depuis le fond de la ligne traversent d’abord le cuivre puis la cavité et enfin la couche de passivation. Des limites 1 et 2, ce sont les limites 1 qui apparaissent avec le plus de netteté sur la micrographie MEB. Dans le cas *b*, le cuivre est atteint après la cavité, et ce sont les limites 2 qui sont les plus nettes.

L’analyse des images MEB indique que la situation est celle du cas *a* et donc que les cavités sont plus larges au niveau de l’interface Cu/SiC qu’à l’interface Cu/TiN.

Une micrographie MEB en coupe (*post-mortem*) de la ligne (figure 2.21), confirme la forme des cavités. L’observation illustre la déplétion de la partie supérieure de la ligne avant celle de la partie inférieure. Il en résulte que l’interface entre le cuivre et la passivation est le chemin préférentiel de diffusion atomique. Les différences de contraste sont observables tout au long de l’essai d’électromigration. L’expérience *in operando* confirme donc le chemin préférentiel de diffusion. Cependant, cette affirmation doit être nuancée : à l’instant où une cavité se forme, la surface de celle-ci devient alors le chemin préférentiel de diffusion.

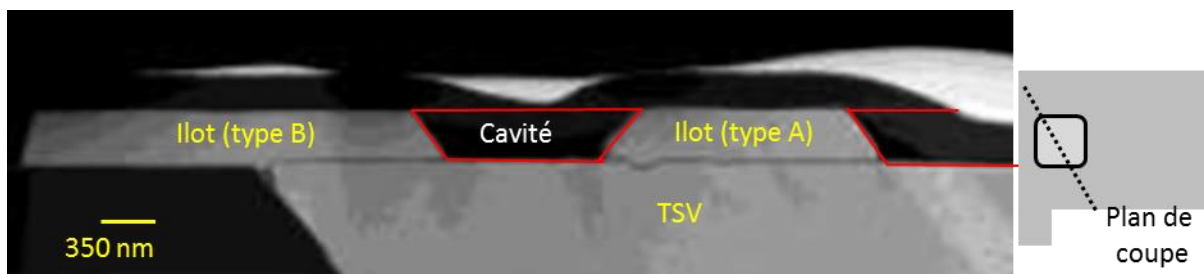


Figure 2.21 : mise en évidence de la forme des cavités par vue en coupe réalisée en analyse *post-mortem* au FIB-SEM<sup>1</sup>

Grâce à la méthodologie expérimentale proposée, le phénomène d’électromigration est caractérisé sur toute la durée de l’essai. En plus d’apporter la connaissance sur la cinétique d’évolution des cavités, les analyses précisent les résultats déduits habituellement de caractérisations *post-mortem*.

La méthodologie ayant démontré sa capacité à suivre l’évolution de la dégradation, le lien entre celle-ci et le comportement de la résistance électrique est tracé dans la partie suivante.

### B.III.3. *Relation entre évolutions de la résistance et du défaut tueur*

Dans les interconnexions du BEoL, [DOYEN2008] explique l’évolution de la résistance électrique en fonction de la taille de la cavité qui provoque de la défaillance (voir partie D.I du chapitre I).

Comme l’état du défaut tueur est connu à chaque instant au cours de l’essai d’électromigration présenté et que la résistance électrique est mesurée en continu, le lien entre les deux évolutions est recherché.

---

<sup>1</sup> Focus Ion Beam – Scanning Electron Microscope : technique d’analyse combinant un faisceau d’ions focalisés pour retirer de la matière et une microscope électronique à balayage pour caractériser le matériau.

L'augmentation initiale de la résistance observée sur la figure 2.22-a n'est pas liée à la nucléation des cavités, puisque la résistance décroît ensuite. L'analyse de la figure 2.22-b associe plutôt la variation de la résistance à celle de la température, induite par l'effet Joule lié à l'injection du courant de test.

La diminution de la résistance qui succède immédiatement à l'augmentation initiale semble également induite par la variation de la température. Une hypothèse basée sur un éventuel recuit est avancée (voir B.II de ce chapitre).

Aucun autre phénomène n'est observable sur la courbe de résistance jusqu'à la réalisation de la première micrographie MEB, effectuée au temps indiqué par un trait vertical sur la figure 2.22. La nucléation des cavités n'est donc pas détectable par la mesure de la résistance, ce qui est cohérent avec l'impact négligeable de la nucléation des cavités sur le chemin de conduction électrique décrit dans la littérature.

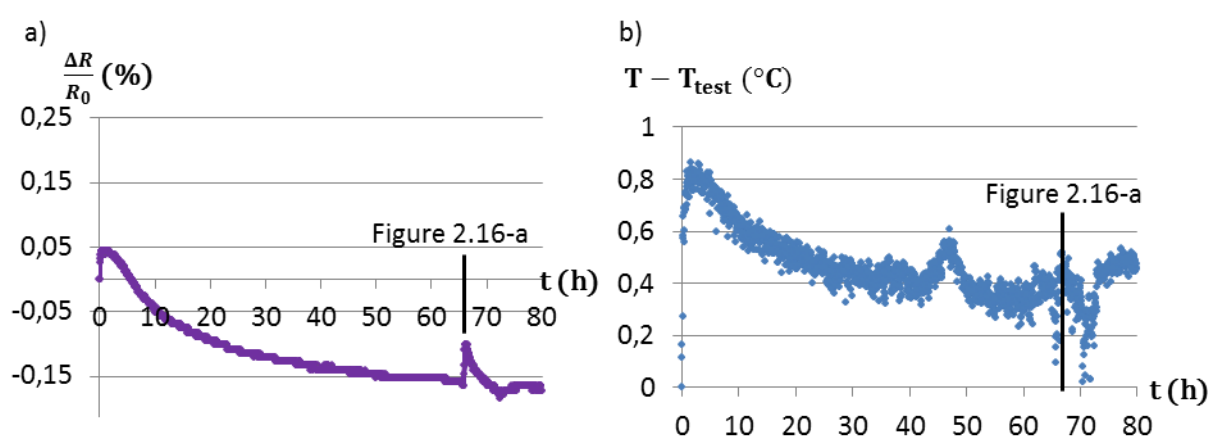


Figure 2.22 : évolution temporelle a) de la résistance électrique jusqu'à la réalisation de la première micrographie, b) de l'écart entre la température initiale et la température réelle

La figure 2.23 illustre l'évolution de la résistance entre 160 et 340 h. Les temps auxquels sont réalisées les micrographies b à d de la figure 2.16 sont représentés par des traits verticaux.

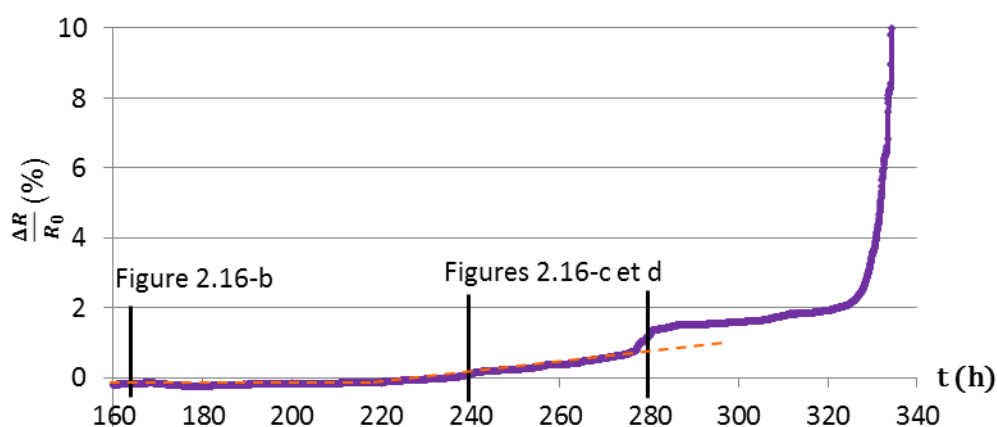


Figure 2.23 : évolution de la résistance entre 160 h et 340 h de test, avec indication de la réalisation de micrographies de la figure 2.16

L'analyse des micrographies à 167, 240 et 285 h révèle que la cavité 3 croît en direction de la cavité 2 (indiqué par la flèche sur figure 2.16-c), jusqu'à leur fusion (figure 2.16-d). La fermeture de ce chemin réduit la section conductrice, expliquant l'augmentation de la



résistance à partir de 220 h. Le saut de résistance de 1 % (280 h) correspond à la fermeture complète du chemin de conduction à droite du TSV lors de la coalescence des cavités 2 et 3.

Du point de vue de la fiabilité, la partie la plus importante de la courbe est le saut de résistance de 10 % qui se produit vers 330 h. La figure 2.24 représente l'évolution de la résistance entre 300 et 450 h d'expérience. Les temps de réalisation des micrographies e, f et g de la figure 2.16 sont repérés par des traits verticaux. Lorsque la déplétion du TSV devient totale, le chemin de conduction dans le TiN est alors soudainement accru. La résistivité de la barrière, près de cent fois supérieure à celle du cuivre<sup>1</sup>, explique le saut de résistance. Il est déterminé par l'équation (2.2), en négligeant la baisse de résistance liée à la diminution du chemin de conduction dans le cuivre.

$$\Delta R = \frac{\rho_{TiN} \cdot L_{TiN}}{S_{TiN}} \quad (2.2)$$

Avec  $\rho_{TiN}$  la résistivité de la barrière,  $L_{TiN}$  la longueur du chemin de conduction dans la barrière et  $S_{TiN}$  la surface de conduction le long de la barrière.

*N.B. : malgré des tentatives en variant les chemins de conduction (section, longueur) avant et après déplétion totale, la valeur du saut n'est pas retrouvée par le calcul.*

La croissance de la cavité provoque l'allongement de la conduction dans la barrière TiN (figure 2.18), ce qui induit l'augmentation de la résistance.

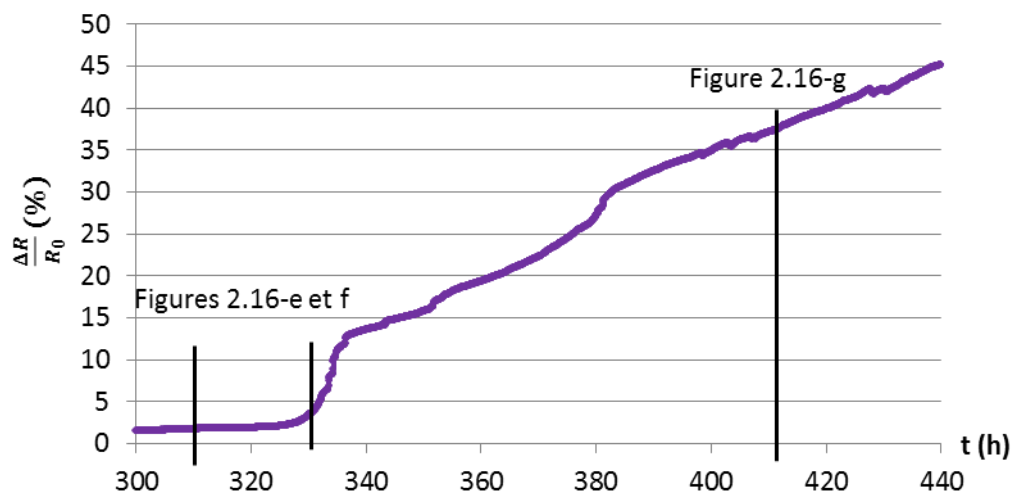


Figure 2.24 : évolution de la résistance entre 300 h et 440 h, avec indication de la réalisation de micrographies de la figure 15.

L'effet collatéral de la conduction dans la barrière est une augmentation de l'effet Joule, dont l'importance augmente avec la taille de la cavité. La figure 2.25 révèle en effet que la température commence à augmenter peu après la déplétion totale du pourtour du TSV.

<sup>1</sup> Néanmoins la barrière conduit suffisamment, sinon il n'y aurait pas de continuité électrique entre le TSV et les lignes *sup* et *inf*

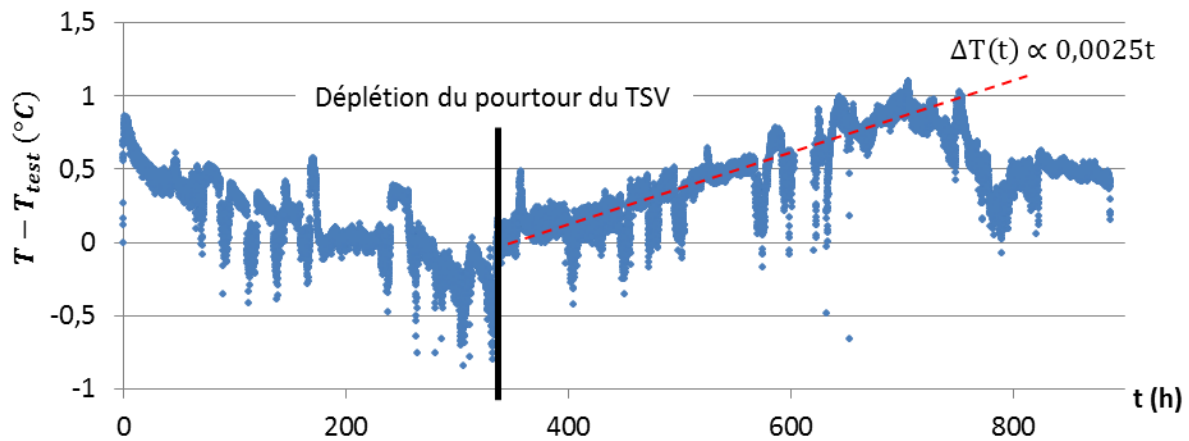


Figure 2.25 : augmentation de la température après la déplétion totale du pourtour du TSV

À 764 h, peu après le saut de résistance de 100 %, une micrographie (figure 2.26) révèle que des cavités (L1 et L2) se sont déplacées depuis l'amenée de courant pour fusionner avec le défaut tueur. Il n'est cependant pas évident d'expliquer le lien entre le saut de résistance et l'arrivée de ces deux cavités. Une hypothèse est que la position de la cavité L2 modifie la mesure de la tension en allongeant le chemin de conduction entre le TSV et la ligne de prise de tension.

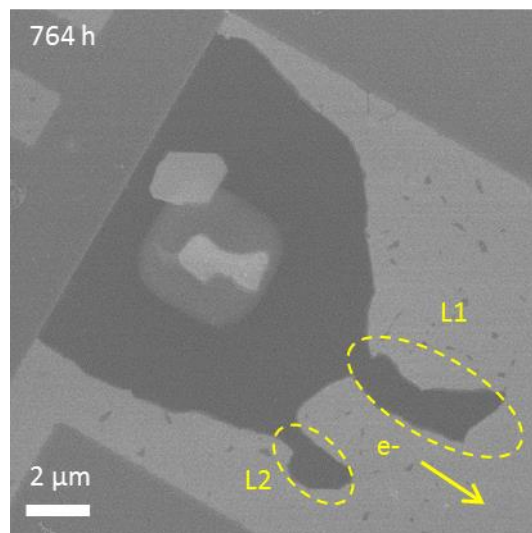


Figure 2.26 : coalescence de cavités provenant de l'amenée de courant avec le défaut tueur

Dans cette partie, la méthodologie proposée a été appliquée à un cas concret. Pour simplifier l'observation, une structure de test spécifique est utilisée. Les conditions de tests sont choisies pour comparer les résultats avec les essais de la littérature. Enfin, la dégradation par électromigration est caractérisée. L'accent est mis sur l'analyse des micrographies afin de décrire la cinétique d'évolution du défaut tueur et de la relier à l'évolution de la résistance. L'effet réservoir est directement observé et le chemin préférentiel de diffusion le long de l'interface cuivre-passivation est confirmé.

L'objectif de cette dernière partie était de valider la méthodologie en la comparant avec les travaux de la littérature. Pour cela, des résultats concernant la technologie étudiée doivent être retrouvés, d'autres sont plus spécifiques aux études *in situ* (ou *in operando*). Le tableau 2.3 résume ces résultats.

Tableau 2.3 : vérification du respect du cahier des charges

Résultats à retrouver	Source	Validation	Cf.
Lieu de nucléation des cavités	1 et 2	Oui	B.III.2.a
Migration des cavités	1	Oui	B.III.3
Croissance par coalescence	1 et 2	Oui	B.III.3
Position finale des cavités	1	Oui	B.III.2.a
Chemin préférentiel de diffusion : interface Cu/passivation	2	Oui	B.III.2.c
Influence du sens de polarisation du courant	2	Non	-
Influence de l'épaisseur des lignes	2	Non	-

(3) Essais *in situ* sur les interconnexions du BEoL

(4) Travaux statistiques sur les TSV *last* haute densité

À l'exception des deux derniers points, qui nécessitent une étude sur plusieurs types d'échantillons, l'ensemble des résultats est retrouvé. La validité de l'approche et les choix techniques sont confirmés.

## C. Conclusion

Les feuilles de route prévoient la réduction des dimensions des interconnexions 3D. Pour ne pas freiner le développement des technologies, le besoin futur de leur caractérisation est anticipé. Ainsi, l'objet de ce chapitre est le développement d'une méthodologie expérimentale de caractérisation précise de l'endommagement par électromigration des interconnexions 3D. Leur impact sur la fiabilité des niveaux métalliques du BEoL et de la RDL est également étudié.

La première étape définit le cahier des charges de la méthodologie. Celle-ci doit reproduire les conditions de test des essais d'électromigration accélérés. Elle doit également répondre à des exigences de performances et des contraintes d'utilisation, telles que la rapidité de caractérisation et l'intégrité du mécanisme de défaillance.

Un banc de test est développé pour réaliser des expériences d'électromigration *in operando* dans un microscope électronique à balayage. Les conditions de test restent stables pendant plusieurs centaines d'heures et des micrographies sont réalisées régulièrement pour suivre l'évolution de la dégradation.

La méthodologie proposée est ensuite appliquée au TSV *last* haute densité. Une structure de test asymétrique est définie pour faciliter l'observation des défauts. Le choix de la polarisation force la cavité à se développer dans une zone directement observable (non enterrée) après le retrait des couches de passivation.

Enfin, la comparaison des résultats avec ceux de la littérature valide la méthodologie : la formation et l'évolution des cavités critiques sont observées. La cinétique d'évolution est également décrite.

Cependant, les résultats présentés soulèvent des questions. Tout d'abord, le comportement de la résistance diffère de celui décrit par Frank sur des échantillons identiques. Par ailleurs, des cavités apparaissent dans l'amenée de courant, mais ne sont observées qu'au moment de leur coalescence avec le défaut tueur. Enfin, au regard de la complexité et de la durée des expériences *in operando*, il est attendu que la méthodologie contribue plus fortement à la compréhension de l'électromigration.

Ainsi, l'objectif principal du chapitre suivant est de lever toute ambiguïté sur l'apport de la méthodologie développée par la caractérisation d'échantillons supplémentaires.



# Chapitre III

## Détermination des facteurs d'influence du mécanisme d'endommagement par électromigration

---

<b>A. Évolution de la résistance électrique des échantillons .....</b>	<b>95</b>
<b>B. Analyse détaillée du phénomène d'électromigration.....</b>	<b>97</b>
B.I. Les défauts secondaires, un autre point de vue sur l'électromigration .....	97
B.I.1. Cavités dans les amenées de courant.....	98
B.I.2. Cavités à la cathode (I-) .....	100
B.I.3. Extrusions à l'anode (I+) .....	102
B.I.4. Accumulation de matière au-dessus des quatre TSV .....	102
B.I.5. Cavités sous les quatre TSV (côté cathode).....	103
B.II. Caractérisation en temps réel du phénomène, la spécificité de l'étude .....	105
B.II.1. Impact des conditions de test .....	105
B.II.1.a. Sur la phase de nucléation .....	105
B.II.1.b. Sur la croissance des cavités .....	106
B.II.2. Phénomène de guérison des cavités .....	110
B.II.3. Formation des îlots de type B.....	112
B.III. La microstructure, un paramètre déterminant ?.....	115
B.III.1. Microstructure initiale des échantillons .....	115
B.III.2. Influence de la microstructure sur la nucléation.....	116
B.III.3. Impact de la microstructure sur la croissance des cavités .....	118
<b>C. Discussion du modèle analytique de Frank .....</b>	<b>124</b>
<b>D. Conclusion.....</b>	<b>127</b>



Le chapitre précédent détaille le banc expérimental développé pour étudier la fiabilité des interconnexions 3D. Placés dans un MEB, les échantillons sont caractérisés en temps réel pendant les essais d'électromigration. La méthodologie est validée par l'étude d'un cas concret. Cependant, des interrogations sont soulevées à propos de l'évolution de la résistance électrique ou de la formation des îlots par exemple.

L'objectif de ce chapitre est de poursuivre les essais d'électromigration pour approfondir la compréhension du mécanisme de dégradation pour la technologie étudiée afin de répondre aux questions. Cette étude justifiera ainsi l'immobilisation d'un équipement pendant plusieurs centaines d'heures et déterminera les limites de l'analyse réalisable.

D'autres essais sont nécessaires pour atteindre l'objectif poursuivi. D'une part, il faut vérifier que l'essai décrit dans le chapitre II, qui sert de référence pour cette étude, est représentatif de la dégradation. D'autre part, réaliser des essais supplémentaires avec des conditions de test modifiées complète l'étude du mécanisme de dégradation.

Tout d'abord, l'essai de référence ( $T = 350\text{ °C}$  et  $I = 25\text{ mA}$ ) est reconduit.

Ensuite, l'impact des conditions de test sur le mécanisme de défaillance est analysé. Cependant, les choix sont limités. La diminution de la température ou de la densité de courant est inenvisageable, car elle allonge la durée de test. Pour éviter de dégrader les matériaux, la température maximale de test est de  $350\text{ °C}$ . Ainsi, la seule possibilité restante est l'augmentation de la densité de courant. En conséquence, des essais sont menés à 40 et 50 mA, soit respectivement une densité de courant à mi-hauteur du TSV de 0,8 et 1 MA/cm<sup>2</sup>. Injecter un courant plus élevé présente également l'intérêt de réduire la durée des tests.

Enfin, comme la littérature souligne le rôle de l'orientation cristalline, ou plus généralement de la microstructure, des essais ( $I = 50\text{ mA}$ ,  $T = 350\text{ °C}$ ) sont réalisés avec des caractérisations EBSD pré- et post-électromigration.

Le tableau 3.1 résume les différents essais du plan d'expériences.

Tableau 3.1 : synthèse des essais d'électromigration réalisés

N°	Description	I (mA)	Température (°C)	Appellation
1	Essai de référence	25	350	Ref_25-350_1
2				Ref_25-350_2
3	Essai <i>super</i> accéléré (type 1)	40		Acc_40-350_1
4	Essai <i>super</i> accéléré (type 2)	50		Acc_50-350_1
5				Acc_50-350_2
6				Acc_50-350_3
7	Essai avec caractérisations EBSD	50		EBSD_50-350_1
8				EBSD_50-350_1

La résistance électrique est un paramètre clé pour l'analyse des essais d'électromigration, puisqu'il est utilisé habituellement pour déterminer la défaillance de l'échantillon. Ainsi, il est essentiel d'expliquer la différence d'évolution entre l'essai de référence et les travaux de [FRANK2011a]. En effet son étude a été menée sur plusieurs dizaines d'échantillons et constitue la seule référence concernant la technologie étudiée.

La première partie de ce chapitre est consacrée à la caractérisation électrique des essais d'électromigration. Ensuite, l'origine de la différence observée entre les courbes de résistance électrique de ces essais est recherchée. Cette étude constitue une opportunité de



démontrer la pertinence de la méthodologie expérimentale pour appréhender les phénomènes d'évolution. Les résultats sont utilisés dans une dernière partie pour discuter le modèle analytique proposé par T. Frank.

*N.B. : suite à un problème de compliance en tension avec le module Keithley 6202a, le courant d'électromigration diminue progressivement lorsque la résistance dépasse une certaine valeur. Sauf mention contraire, les courbes présentées dans ce chapitre sont donc tronquées à l'instant où le courant devient inférieur à 90 % de la valeur de consigne.*

## A. Évolution de la résistance électrique des échantillons

Au chapitre II, la caractérisation électrique de l'essai de référence révèle une évolution en trois phases. Lors de la première période d'environ 300 h, la variation de la résistance est inférieure à 2 %. Elle est suivie d'un saut de résistance d'environ 10 %. Enfin, survient une phase de croissance, dont le comportement initial est linéaire (figure 3.1-a). Une croissance logarithmique, sans le saut précédent, est observée par Frank, qui appuie son analyse sur une étude statistique. Pour cette raison, il est légitime de s'interroger sur la représentativité de l'essai Ref\_25-350\_1. Cette partie étudie donc l'évolution de la résistance pour les essais réalisés d'après le plan d'expériences.

Le comportement électrique de certains essais n'est pas analysable, suite à des problèmes de mesure ou à une défaillance induite par un défaut extrinsèque<sup>1</sup>. De plus, la défaillance n'est pas atteinte pour les essais Acc\_40-350\_1 et EBSD\_50-350\_1, en considérant que la défaillance est obtenue pour une augmentation de 10 % de la valeur de la résistance électrique.

La figure 3.1 montre qu'un comportement en trois phases, identique à celui de l'essai Ref\_25-350\_1, est obtenu pour les cas Acc\_50-350\_2 et Acc\_50-350\_3.

Pour ces deux essais, la valeur du saut de résistance est d'environ 6 %. Il n'implique donc pas la défaillance à 10 %. Par ailleurs, la figure 3.1 suggère un lien entre durée du plateau, pente de la croissance et temps à la défaillance. Logiquement, plus la déplétion est rapide, plus la taille critique de la cavité est atteinte tôt, donc plus le plateau est court. La vitesse de déplétion va également de pair avec l'augmentation de la longueur du chemin de conduction dans la barrière, donc de la résistance électrique.

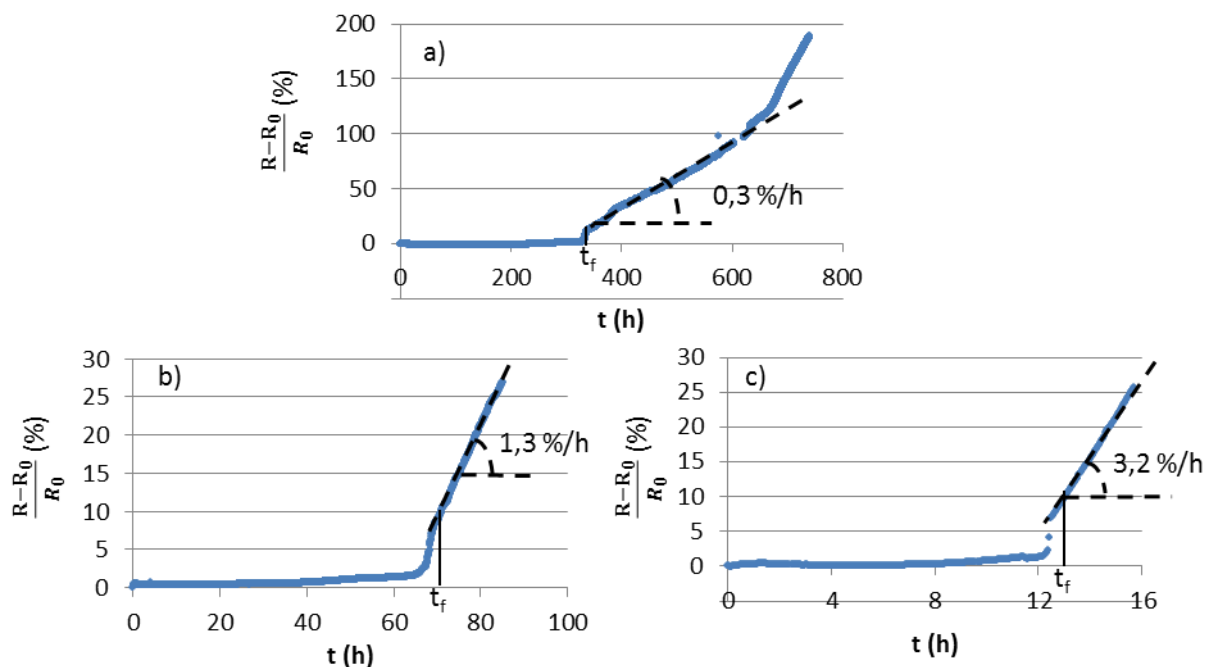
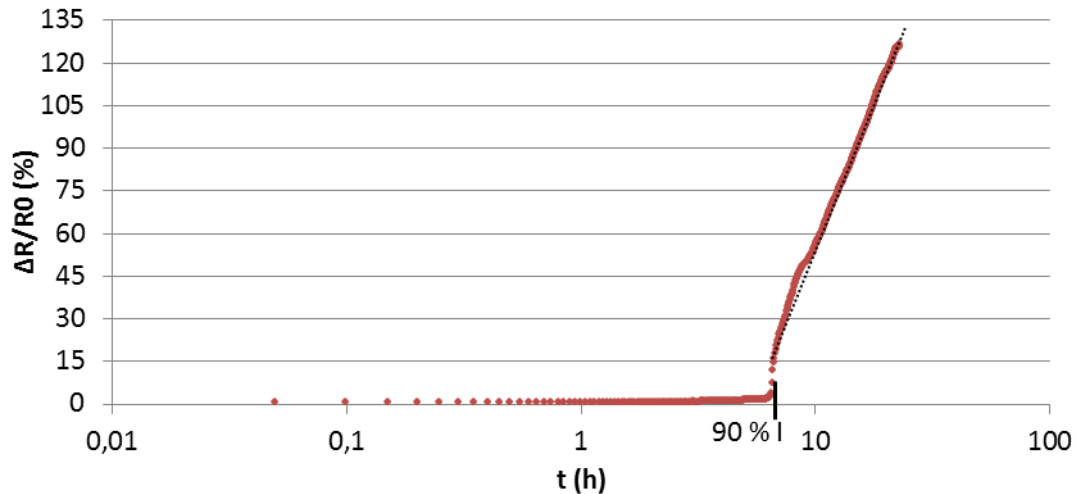


Figure 3.1 : évolution de la résistance pour les essais a) Ref\_25-350\_1, b) Acc\_50-350\_2 et c) Acc\_50-350\_3

<sup>1</sup> Les défauts extrinsèques sont liés à la structure ou à la méthode de test, ou à un défaut de procédé. Ils ne sont pas représentatifs de la fiabilité de la technologie.

La figure 3.2 trace l'évolution de la résistance de l'essai EBSD-50-350\_2 en échelle logarithmique, sans tenir compte de la diminution du courant mentionnée en début de ce chapitre. La démarcation à 90 % de l'intensité est toutefois indiquée sur la figure. Sur la dernière phase, la courbe est linéaire. La résistance de cet échantillon présente donc une évolution logarithmique. Cependant, à l'inverse de [FRANK2012], la croissance démarre après un saut d'environ 15 % de sa valeur initiale. Le résultat n'est donc pas identique à celui que cet auteur obtient.



*Figure 3.2 : évolution de la résistance pour l'essai EBSD\_50-350\_2*

Ainsi, pour trois des quatre cas, le comportement de la résistance ne correspond pas aux observations de Frank. Cependant, avec un nombre si limité de tests, tous sont potentiellement des cas particuliers non représentatifs de la réalité de la technologie. Par ailleurs, pour ces trois essais, la durée du plateau, la valeur du saut ainsi que la pente de la courbe diffèrent.

La suite de ce chapitre analyse les essais afin de chercher une explication aux différentes évolutions observées.

## B. Analyse détaillée du phénomène d'électromigration

Dans cette partie, l'ensemble des possibilités de la méthode est utilisé afin de rechercher l'origine des différences observées dans les courbes de résistance.

Tout d'abord, la capacité du MEB de déplacer la zone d'observation sur plusieurs millimètres est utilisée pour capturer d'autres éléments d'intérêts sur le phénomène d'électromigration. Ensuite, le suivi en temps réel des mécanismes est exploité. Enfin, le rôle de la microstructure sur le mécanisme de dégradation par électromigration est étudié.

### B.1. Les défauts secondaires, un autre point de vue sur l'électromigration

Comme dans la majorité des travaux de la littérature, le chapitre précédent se concentre sur le seul défaut tueur. Pourtant, la migration de deux cavités, qui coalescent avec la cavité principale, témoigne de l'existence de défauts secondaires.

La figure 3.3 indique l'ensemble des positions où de tels défauts, à savoir des extrusions et des cavités, sont observés dans le cas de l'essai Ref\_25-350\_1. Les résultats sont similaires pour les autres essais.

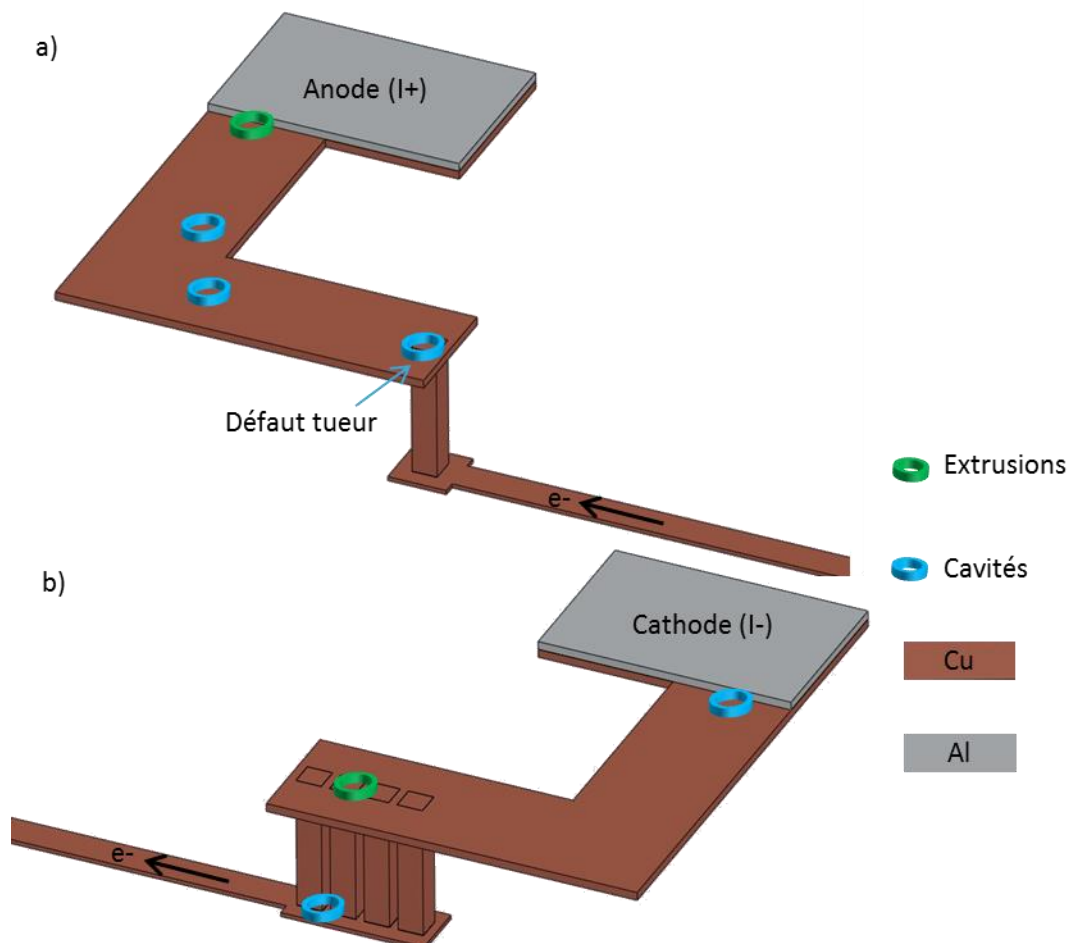


Figure 3.3 : lieux d'apparition des défauts a) côté cathode, b) côté anode, en polarisation « vers le haut »

Cette partie décrit les défauts observés :

- la formation, la croissance et la migration des cavités dans les amenées de courant,
- l'évolution des cavités à la jonction entre la ligne et la cathode (I-),
- l'accumulation de matière au-dessus des quatre TSV,
- l'évolution des extrusions au niveau de l'anode (I+),
- la présence de cavités sous les quatre TSV, analysée par des caractérisations *post-mortem* pour approfondir l'étude.

Cette partie démarre avec l'analyse des cavités qui ont potentiellement une influence sur le défaut tueur.

#### B.I.1. **Cavités dans les amenées de courant**

La probabilité qu'une cavité entraîne la défaillance par déplétion de l'amenée de courant est faible du fait des dimensions de celle-ci. De plus, l'important volume de matière limite la déplétion grâce à l'effet réservoir.

La présence de cavités dans les amenées de courant est observée pour tous les essais. La figure 3.4 l'illustre avec deux exemples. Le nombre et la position initiale des cavités varient, démontrant la faible influence sur la nucléation de l'angle formé par la ligne *sup*. Ce résultat n'est pas surprenant, car la largeur (14  $\mu\text{m}$ ) de la ligne limite l'effet de concentration de courant.

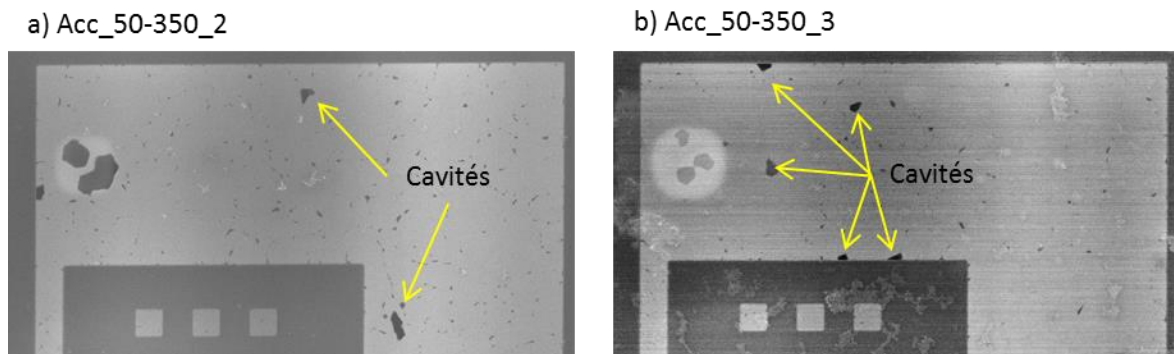


Figure 3.4 : présence de cavités dans les amenées de courant pour les essais Acc\_50-350\_2 et Acc\_50-350\_3

La figure 3.5-a montre l'apparition de deux cavités, L1 et L2. La cavité L3 s'est formée plus loin dans la ligne, en direction du plot. La figure 3.5-b illustre le déplacement des trois cavités dans le sens opposé au flux des électrons. La figure 3.5-c témoigne de la coalescence de L1 et L2 avec le défaut tueur. En près de 200 h, les deux cavités migrent d'environ 10  $\mu\text{m}$ , ce qui représente une vitesse de déplacement de 0,05  $\mu\text{m}/\text{h}$ . Un tel déplacement n'est observé que pour cet essai. Dans les autres cas, il est limité à environ 1  $\mu\text{m}$  et les cavités ne fusionnent pas avec le défaut tueur. De son côté L3 s'est fixée et se guérit. Au cours de son déplacement, sa forme est modifiée par les lignes de courant. Une nouvelle cavité (L4) apparaît également dans la zone observée.

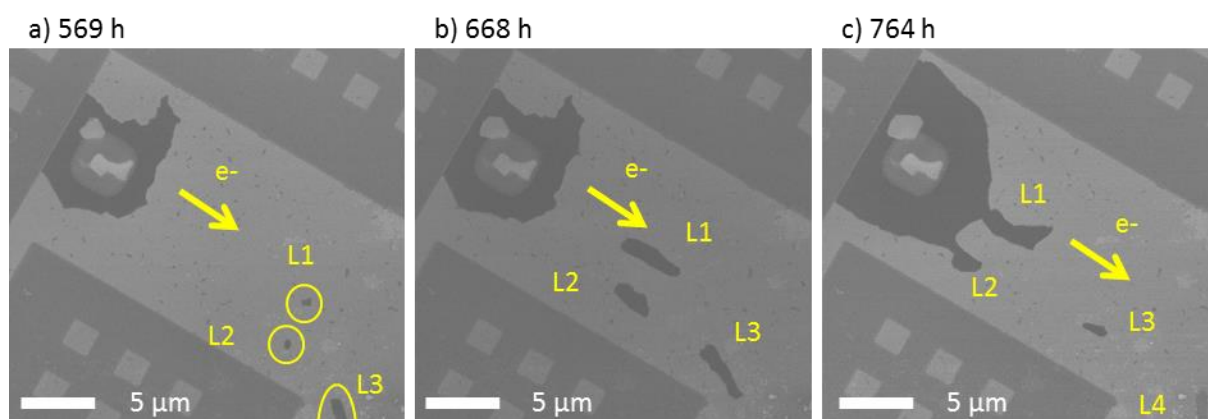


Figure 3.5 : observation du déplacement des cavités lors de l'essai Ref\_25-350\_1

La figure 3.6 illustre l'explication du mécanisme de déplacement des cavités à contresens du flux d'électrons. La surface des cavités représente le chemin préférentiel de diffusion. Pour cette raison, les atomes de cuivre diffusent plus rapidement le long de la cavité qu'à sa sortie<sup>1</sup> (figure 3.6-a et b). Le mécanisme équivalent a lieu pour les lacunes. Ainsi, en sortie de cavités, les atomes s'accumulent, et la ligne se reconstitue (figure 3.6-c). Localement, la cavité se guérit. À l'opposé de la cavité, les lacunes s'accumulent, ce qui accroît ses dimensions dans cette direction. Les deux mécanismes combinés (figure 3.6-d) conduisent au déplacement de la cavité. [VAIRAGAR2004a] explique le phénomène de la même manière.

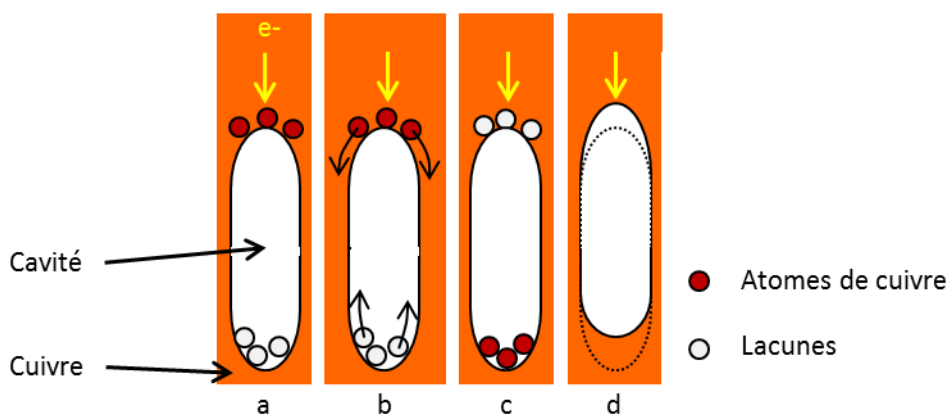


Figure 3.6 : déplacement des cavités induit par la diffusion le long des bords cavités

La présence de cavités dans les amenées de courant est observée pour tous les essais, mais rares sont les cavités qui fusionnent avec le défaut tueur et contribuent alors à l'augmentation de la résistance électrique. La notion de défaut secondaire est donc parfaitement justifiée.

La partie suivante présente les autres cavités observées au niveau de la jonction entre la cathode et la ligne *top*.

<sup>1</sup> L'entrée est sous-entendue comme le point par lequel les électrons arrivent à la cavité. Respectivement, le terme de sortie est employé pour le point où les électrons quittent la cavité.

### B.1.2. *Cavités à la cathode (I-)*

Comme l'illustre la figure 3.7-a, la jonction entre le plot et la ligne répond parfaitement aux conditions de nucléation de cavités : un changement de matériau et de section, respectivement de l'aluminium vers le cuivre et du plot carré ( $80\text{ }\mu\text{m} \times 80\text{ }\mu\text{m}$ ) vers la ligne ( $14\text{ }\mu\text{m} \times 0,35\text{ }\mu\text{m}$ ).

Des cavités sont observées à cette position pour tous les essais (figure 3.7-b).

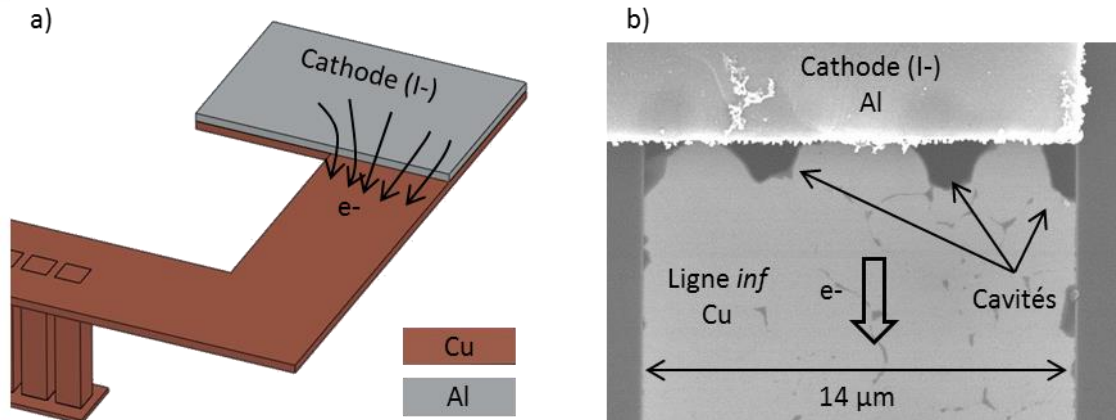


Figure 3.7 : a) schéma du flux d'électrons au niveau de la cathode  
b) micrographie MEB vue de dessus illustrant la déplétion au niveau du plot

Alors que l'aluminium est plus résistif que le cuivre, la différence de section provoque la conduction des électrons dans le premier matériau jusqu'au niveau de la jonction entre le plot et la ligne, plutôt que leur passage dans le cuivre à l'aplomb du câblage (figure 3.8).

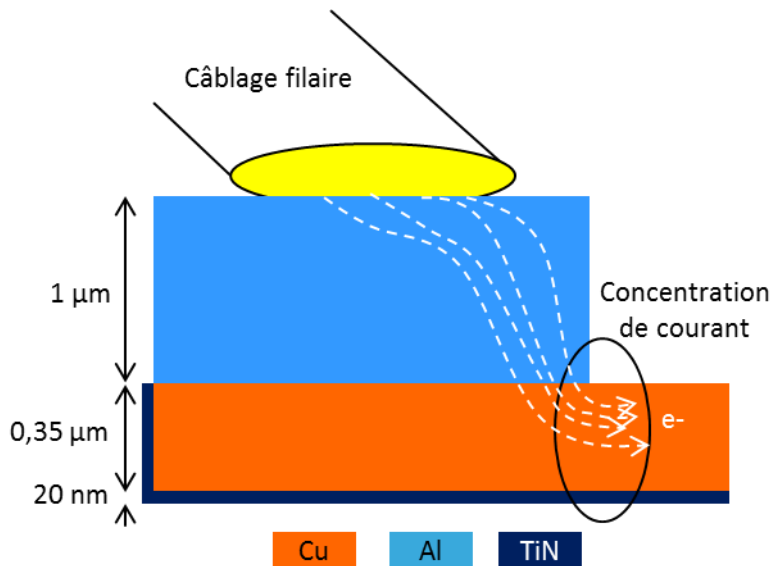


Figure 3.8 : schéma de la conduction au niveau du plot (vue en coupe)

L'effet de cette cavité, ou de cet ensemble de cavités, sur la résistance est similaire à celui de toute cavité dans les interconnexions.

Tant que la déplétion de la ligne n'est pas quasi-totale, la résistance reste inchangée. Ensuite, la cavité force les électrons à passer dans la barrière TiN, ce qui augmente subitement la résistance de la structure. Le chemin de conduction dans la barrière est

composé de deux sections latérales de  $0,02\ \mu\text{m} \times 0,35\ \mu\text{m}$  et d'une section sous le cuivre de  $14\ \mu\text{m} \times 0,02\ \mu\text{m}$ . Un calcul<sup>1</sup> pour obtenir un saut de résistance de  $14\ \Omega$ , mesuré expérimentalement, renvoie une longueur théorique de la cavité, supposée rectangulaire, de  $750\ \text{nm}$ . L'ordre de grandeur correspond aux observations expérimentales.

Dans un second temps, la croissance de la cavité dans la direction de la ligne prolonge le chemin des électrons dans la barrière. La résistance du dispositif augmente alors progressivement.

Le volume de matière à enlever dans l'amenée de courant pour atteindre la taille critique de la cavité est d'environ  $3,7\ \mu\text{m}^3$  ( $14\ \mu\text{m} \times 0,35\ \mu\text{m} \times 0,75\ \mu\text{m}$ ). Il est à peine inférieur au volume de matière présent au-dessus du TSV :  $4,4\ \mu\text{m}^3$ .

La densité de courant dans l'amenée de courant, environ  $1\ \text{MA}/\text{cm}^2$  à  $50\ \text{mA}$ , est environ deux fois inférieure à celle dans la ligne *sup*, entre  $1,8$  et  $2,3\ \text{MA}/\text{cm}^2$  selon que le TSV soit considéré circulaire ou carré. De plus, le cuivre sous le plot d'aluminium constitue un important réservoir de matière de près de  $2000\ \mu\text{m}^3$ .

Ces calculs démontrent l'aspect secondaire des défauts au niveau de la cathode.

Néanmoins, parfois la ligne *sup* se montre particulièrement résistante à la dégradation. La défaillance est alors causée par la déplétion au niveau du plot. L'essai Acc\_50-350\_1 illustre ce cas particulier, dont l'évolution de la résistance électrique est illustrée à la figure 3.9-a et le défaut à la figure 3.9-b. La courbe présente les trois étapes habituelles : un plateau, un fort saut de résistance puis une forte croissance de la résistance. Elle n'est ni linéaire, ni logarithmique.

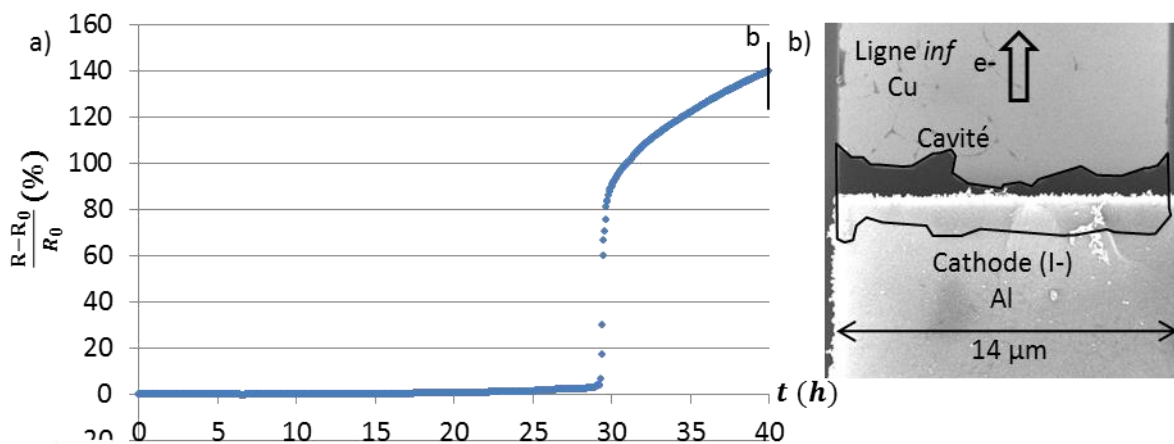


Figure 3.9 : a) évolution temporelle de la résistance pour l'essai Acc\_50-350\_1  
b) micrographie MEB de la cavité à la cathode à 41 h

En résumé, des cavités se forment au niveau de la cathode, qui sous certaines conditions se révèlent être critiques. Il est cependant nécessaire de préciser que ces défauts sont spécifiques aux structures de test. En effet, la présence des plots au niveau des lignes traversées par une forte densité de courant n'existe pas dans le produit final.

<sup>1</sup> Une valeur de résistivité de  $8\ \mu\Omega.\text{cm}$  pour la barrière est considérée [ORIO2012].

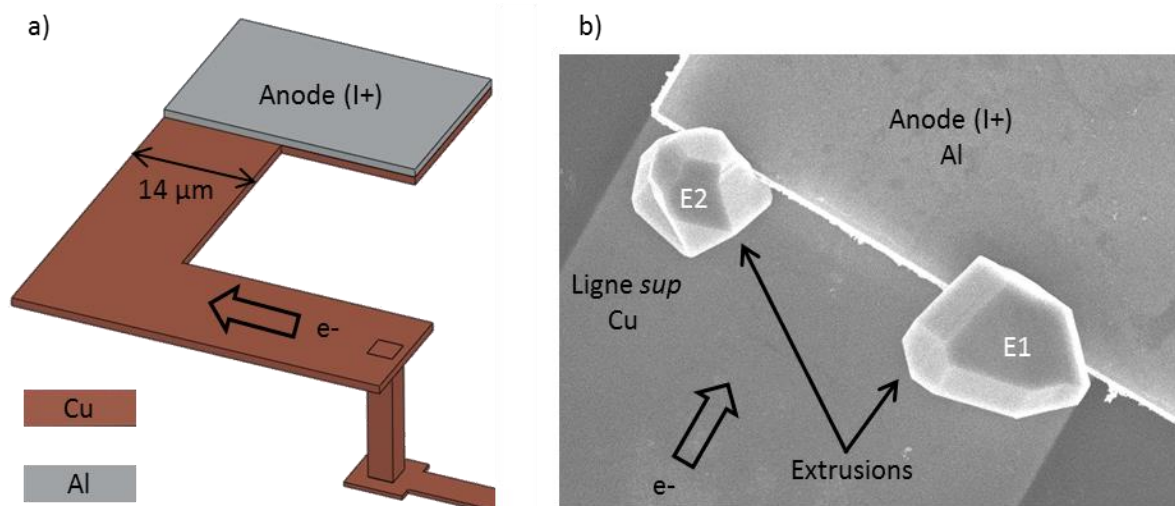


Alors que pour l'instant, seule la déplétion de matière est étudiée, son accumulation entraine également la formation de défauts.

### B.I.3. *Extrusions à l'anode (I+)*

Les mêmes causes qui induisent la divergence de flux atomiques à la cathode, impliquent une convergence à l'anode.

L'accumulation de matière qui en résulte forme des extrusions (figure 3.10). Le risque lié à ces défauts est la création d'un court-circuit entre deux lignes métalliques, généralement d'un même niveau.



Un calcul cherche à relier le volume des cavités à celui des extrusions, car le cuivre qui les forme provient de la ligne. Par souci de simplification, ces dernières sont considérées comme des parallélépipèdes rectangles.

Le défaut tueur et les cavités dans l'amenée de courant représentent un volume total de  $60 \mu\text{m}^3$ . Les extrusions E1 et E2 ont une surface à la base respectivement de  $11$  et  $7 \mu\text{m}^2$ . Leur hauteur, mesurée avec un profilomètre Wyko NT3300, est inférieure à  $1 \mu\text{m}$ . Les extrusions représentent donc un volume maximum de  $18 \mu\text{m}^3$ . L'ensemble de la matière enlevée dans la ligne ne s'accumule donc pas à l'extrémité de la ligne. Il est probable que le cuivre se répartisse en moindre quantité ou se densifie sur d'autres sites, de sorte qu'aucun défaut macroscopique n'apparaisse.

Dans la prochaine partie, l'accumulation de matière qui se produit au-dessus des quatre TSV est analysée.

### B.I.4. *Accumulation de matière au-dessus des quatre TSV*

Avec la présence de la barrière TiN et le changement de section, le cuivre s'accumule au-dessus des quatre TSV.

La figure 3.11 expose l'évolution de ce défaut au cours du temps pour l'essai Ref\_25-350\_1. L'analyse FIB-SEM (figure 3.11-c) révèle l'épaississement de la ligne au-dessus du

TSV #3. Elle confirme que le défaut observé correspond effectivement à une accumulation de cuivre, qui entraîne parfois la formation d'une extrusion.

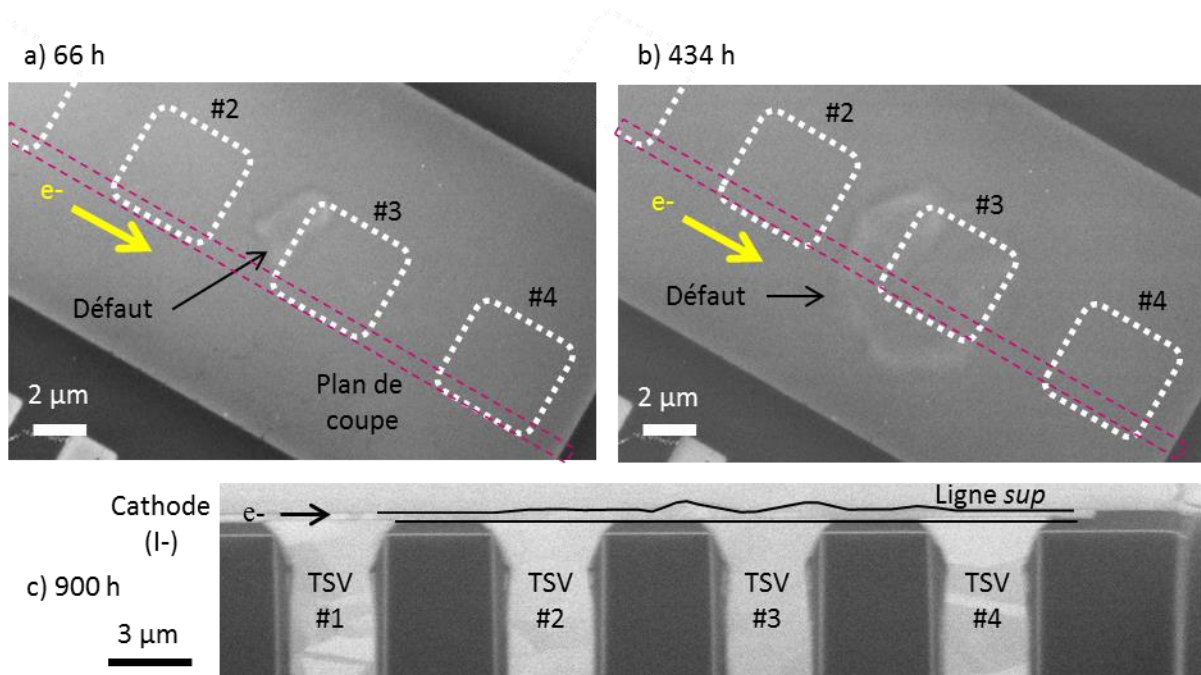


Figure 3.11 : illustration de l'accumulation de matière au-dessus des quatre TSV (essai Ref\_25-350\_1) par des micrographies MEB a) vue de dessus à 66 h et b) 434 h, puis c) vue en coupe en analyse post-mortem (900 h)

Comme ces extrusions n'affectent pas la résistance, leur étude n'est pas approfondie.

Pour aller plus loin dans l'analyse des défauts secondaires, des caractérisations *post-mortem* sont nécessaires pour étudier le niveau *inf*.

#### B.I.5. Cavités sous les quatre TSV (côté cathode)

Pour les mêmes raisons que des cavités se forment au-dessus du TSV isolé, il est attendu qu'il s'en forme sous les quatre TSV. Cependant, comme le courant se répartit dans les quatre TSV, la probabilité de la présence du défaut tueur à cet endroit est environ le quart de celle qu'il se forme au-dessus du TSV (*cf.* chapitre II, partie B.I.1).

La figure 3.12 présente l'analyse *post-mortem* du bas des TSV et de la ligne *inf*, à deux plans de coupes différents (figure 3.12-a et b), ainsi qu'un grossissement pour chacun d'eux sur la cavité entourée (figure 3.12-c et d). La redondance des TSV limite potentiellement l'effet des cavités dans la ligne *inf*. En effet, si à l'instar du défaut encadré sous le TSV #3, la déplétion de la ligne se produit entre le TSV #1 et le TSV #4, le courant circule toujours par le TSV #4. En revanche, si la cavité se trouve entre le TSV #4 et la ligne *inf*, le chemin de conduction dans le cuivre est interrompu et la redondance n'aura pas eu d'autre effet que de retarder la défaillance. Ainsi, la cavité de la figure 3.12-c est critique. Cependant, la micrographie réalisée à un autre plan de coupe (figure 3.12-b et d) prouve que la déplétion de la ligne ne s'étend pas sur toute la largeur. L'effet de cette cavité sur la résistance est donc faible, voire nul.

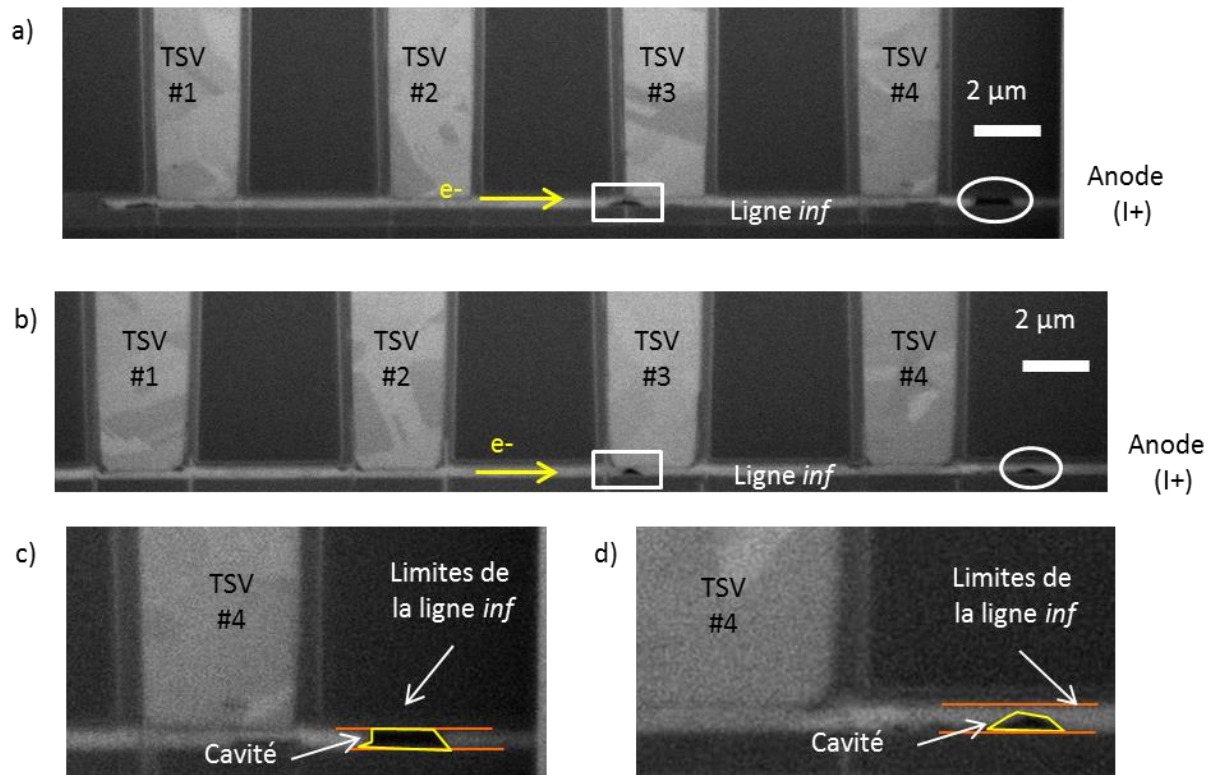


Figure 3.12 : a) et b) micrographie MEB de la coupe du côté quatre TSV à deux distances différentes par rapport au bord longitudinal de la ligne, c) et d) zoom autour de la cavité entourée sur les micrographies a) et b)

En résumé, la convergence des flux atomiques entraîne l'accumulation de matière au-dessus des quatre TSV et à proximité de l'anode. Dans ce dernier cas, des extrusions apparaissent, mais aucune défaillance constatée ne leur est reliée. Par ailleurs, des cavités se forment sous les quatre TSV, dans les amenées de courant et à proximité de la cathode. Les premières, observées en analyse *post-mortem*, sont critiques si elles se forment entre le TSV le plus éloigné du plot et la ligne *inf*. Ces résultats confirment l'intérêt de multiplier le nombre de TSV pour retarder la défaillance. L'observation des cavités dans les amenées de courant renseigne sur les mécanismes mis en jeu lors de leur migration. Enfin, le cuivre sous le plot aluminium agit comme un réservoir de matière et limite ainsi l'effet des dernières cavités sur la résistance. Cependant, lorsque la ligne *sup* se montre particulièrement résistante à l'électromigration au-dessus du TSV, la cavité au niveau de la cathode prend de l'importance. L'analyse des défauts secondaires valide la concentration des efforts sur la zone au-dessus du TSV.

Après s'être servi de la capacité du MEB de déplacer la zone d'observation pour étudier la formation des défauts secondaires, la prochaine partie utilise le principal avantage de la méthode expérimentale : la caractérisation par imagerie en continu de la dégradation.

## B.II. Caractérisation en temps réel du phénomène, la spécificité de l'étude

Pour expliquer les différences de comportement électrique observées, les phénomènes capturés par les micrographies MEB régulières témoignant de l'effet de l'électromigration sont analysés.

Tout d'abord, l'impact des conditions de test sur le mécanisme de dégradation est examiné. Ensuite, le phénomène de guérison des cavités est présenté. Enfin, la formation des ilots issus de l'accumulation de matière est expliquée.

### B.II.1. Impact des conditions de test

La modification des paramètres de test contribue à la compréhension du mécanisme de défaillance. S'il reste identique avec une densité de courant plus élevée, il devient possible de réduire la durée des essais. De plus, les caractérisations EBSD nécessitent le retrait de la couche de SiC, car les électrons rétrodiffusés ne pénètrent que de quelques nanomètres sous la surface de l'échantillon. Le même procédé que pour l'attaque de la couche de SiN est utilisé. L'influence de la passivation sur le mécanisme de dégradation est alors étudiée.

*N.B. : à l'inverse de l'aluminium, lorsque le cuivre est à l'air, l'oxyde qui se forme n'a pas d'épaisseur limite. Il est donc nécessaire de limiter la durée des étapes en dehors du vide de la chambre des équipements.*

L'influence des conditions de test est examinée sur le mécanisme de nucléation puis sur celui de croissance des cavités.

#### B.II.1.a. Sur la phase de nucléation

L'observation de trois paramètres est utilisée pour vérifier que le processus de nucléation est inchangé par la modification des contraintes de test : le nombre de cavités, leurs lieu et temps de nucléation.

La figure 3.13 présentent les lieux de nucléation pour chacun des essais.

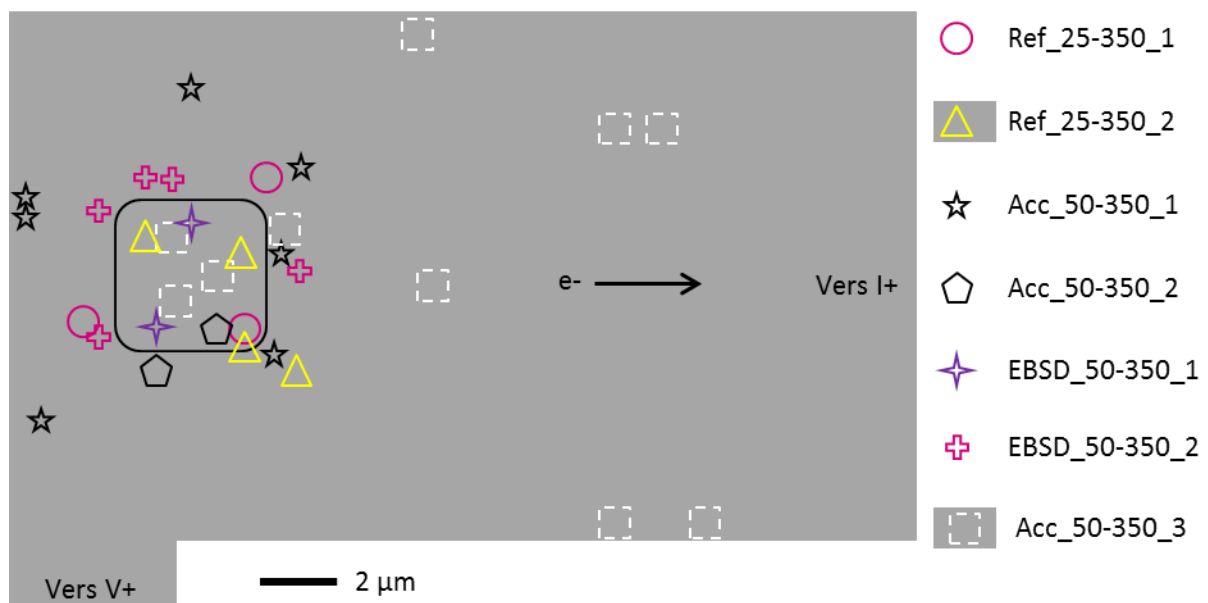


Figure 3.13 : synthèse des lieux de nucléation des cavités

Le tableau 3.2 résume le nombre de cavités formées.

Tableau 3.2 : formation cavités

Essai	Nombre de cavités
Ref_25-350_1	3
Ref_25-350_2	4
Acc_40-350_1	0
Acc_50-350_1	7
Acc_50-350_2	2
Acc_50-350_3	6+4
EBSD_50-350_1	2
EBSD_50-350_1	5

L'essai Acc\_40-350\_1 n'est pas représenté sur la figure, car aucun défaut ne s'est formé. Pour les autres essais, le nombre de cavités varie entre deux et sept, indépendamment de la présence de la passivation et de la densité de courant. Similairement, quelles que soient les conditions de test, les cavités se forment à proximité du TSV. Pour les essais accélérés à 50 mA, la nucléation survient également parfois plus loin des TSV.

Le temps de formation des cavités ne peut pas être légitimement observé, car il n'a été constaté que plus d'une heure après pour la plupart des essais.

La seconde étape consiste à vérifier que le processus d'évolution des cavités reste également identique avec la hausse de la densité de courant.

#### B.II.1.b. Sur la croissance des cavités

Pour les interconnexions en cuivre, le temps à la défaillance est principalement déterminé par la durée de la phase de croissance des cavités. Une attention particulière est donc portée à celle-ci.

Tout d'abord, avec le suivi du volume de matière déplacé au cours du temps, le lien connu entre densité de courant et vitesse de déplétion est vérifiable.

La figure 3.14 illustre la méthode de calcul du volume de cuivre retiré.

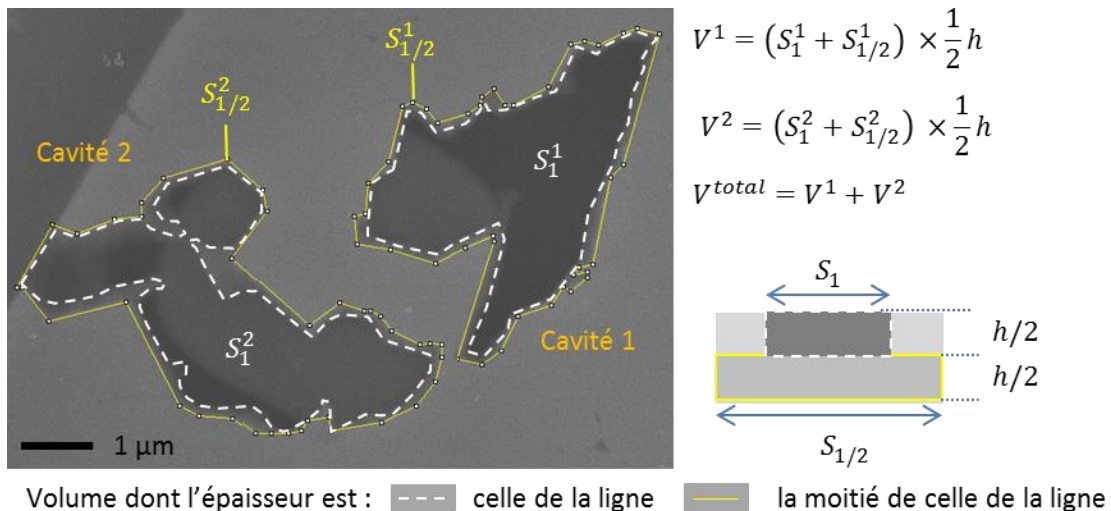


Figure 3.14 : illustration de la méthode utilisée pour calculer le volume de la cavité à 237 h



Sur les micrographies, le contour des cavités est délimité pour que le logiciel ImageJ calcule leur surface. Il reste alors à la multiplier par l'épaisseur de la cavité pour obtenir le volume de cuivre retiré. Cependant, l'observation en vue de dessus empêche la mesure de cette dimension. Les niveaux de contraste indiquent que les cavités s'étendent sur toute la hauteur de ligne, sauf au niveau de leurs bords (voir chapitre II, partie B.III.2.c). Par simplification, la hauteur des cavités est prise égale à la moitié de l'épaisseur de la ligne sur les bords et à l'épaisseur totale partout ailleurs. Afin de considérer un défaut tueur unique, le volume des cavités est additionné.

La méthodologie appliquée est illustrée à la figure 3.14 à 237 h. Les « bords » sont compris entre les limites en pointillés et celles en trait plein. La surface  $S_{1/2}^1$  est égale à la somme de  $S_1^1$  et de la surface des bords. Ainsi, le volume de la cavité 1 est obtenu par le produit de la demi-épaisseur et de l'addition des deux surfaces.

En renouvelant ce travail pour chaque micrographie, l'évolution du volume de cuivre déplacé est obtenue. La figure 3.15 la représente pour chaque essai. La mesure n'est pas poursuivie au-delà de la défaillance à 10 %.

Des comportements différents sont clairement observés. Cependant, toutes les courbes ont en commun de démarrer par une phase de croissance linéaire, c'est-à-dire une vitesse de déplétion constante. Elle est une condition nécessaire à un comportement linéaire de la résistance électrique, mais n'est pas suffisante. En effet, avec une croissance cylindrique de la cavité, dont le volume augmente à rythme constant, le comportement électrique est logarithmique [FRANK2011a].

Afin de pouvoir comparer les différents essais, une vitesse moyenne de déplétion est calculée. Le tableau 3.3 indique les résultats obtenus et le temps de défaillance à 10 %.

*Tableau 3.3 : calcul de la vitesse de déplétion moyenne et report du temps à la défaillance pour un critère d'augmentation de 10 % de la résistance*

Essai	Cf. figure 3.15	Vitesse de déplétion moyenne ( $\mu\text{m}^3/\text{h}$ )	Temps à la défaillance à 10 % (h)
Ref_25-350_1	a	0,027	330
Ref_25-350_2	b	-	> 300
Acc_50-350_1	c	0,270	(plot)
Acc_50-350_2	d	0,095	68
Acc_50-350_3	e	0,880	12
EBSD_50-350_1	f	0,041	> 96
EBSD_50-350_2	g	0,970	7

La variabilité des résultats observés est similaire à celle observée dans les études d'électromigration usuelles [FRANK2013].

La vitesse de déplétion moyenne de l'essai Ref\_25-350\_1 est jusqu'à quarante fois inférieure à celle des tests *super* accélérés. Comme attendu, sa durée de vie est, à l'inverse, trois à cinquante fois plus grande.

Pour les essais *super* accélérés, la gamme de valeurs de la vitesse de déplétion et du temps à la défaillance s'étend sur plus d'un ordre de grandeur.

Le retrait de la passivation réduit l'énergie d'activation effective de la diffusion par la présence de l'oxyde de cuivre. Pourtant, la vitesse de déplétion et le temps à la défaillance

des essais EBSD\_50-350\_2 et Acc\_50-350\_3 sont similaires. La défaillance de l'essai EBSD\_50-350\_1 survient même après celles des essais avec la couche de SiC à conditions de test identiques.

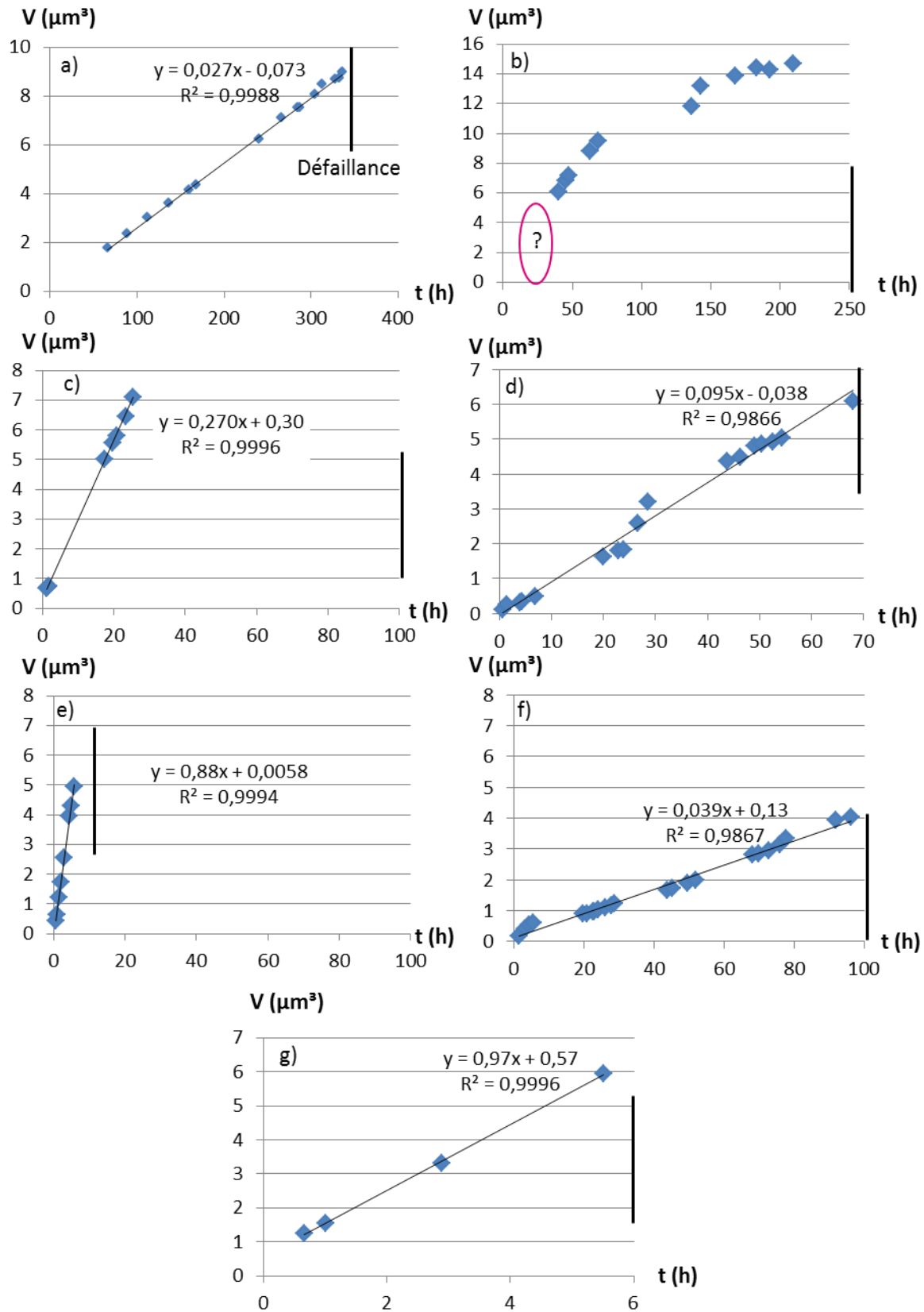


Figure 3.15 : évolution du volume de cuivre retiré pour a) Ref\_25-350\_1, b) Ref\_25-350\_2, c) Acc\_50-350\_1, d) Acc\_50-350\_2, f) Acc\_50-350\_3, f) EBSD\_50-350\_1, g) EBSD\_50-350\_2

L'analyse de l'évolution du volume de cuivre retiré souligne la tendance connue entre densité de courant, vitesse de déplétion et durée de vie. Les valeurs de ces grandeurs pour les essais sans la couche de passivation ne se démarquent pas des autres essais.

L'analyse des micrographies MEB révèle l'existence de deux modes de croissance, respectivement appelés modes 1 et 2. Pour le premier, à l'instar de l'essai Acc\_50-350\_1, la déplétion de la ligne est induite par l'évolution des cavités suivant le pourtour du TSV (figure 3.16-a). Le second processus observé est la croissance des cavités au-dessus du TSV, sans influence du pourtour (figure 3.16-b).

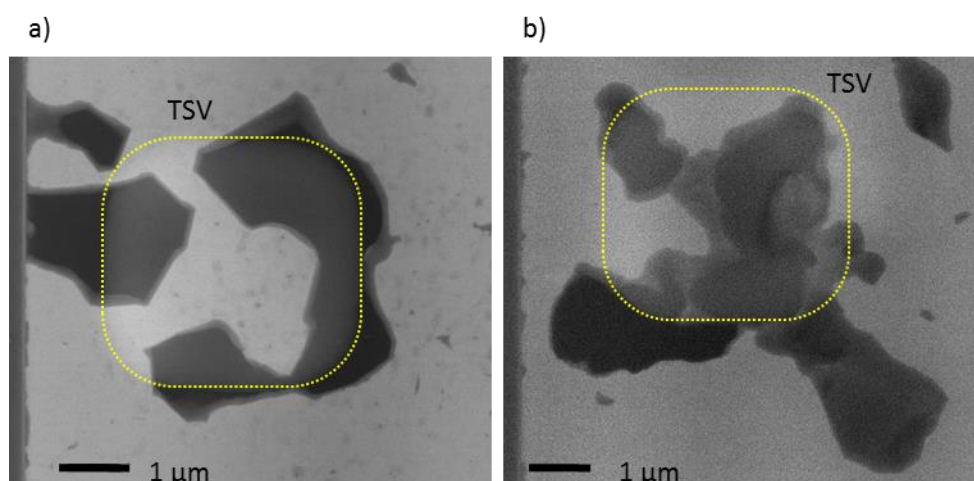


Figure 3.16 : illustration des deux modes de croissance des cavités  
a) mode 1 (Acc\_50-350\_1) et b) mode 2 (Ref\_25-350\_2)

Le tableau 3.4 indique le mode de croissance observé pour chaque essai. L'absence de corrélation entre les conditions de test et le mode de croissance est ainsi démontrée.

Tableau 3.4 : mode de croissance

Essai	Mode de croissance
Ref_25-350_1	1
Ref_25-350_2	2
Acc_50-350_1	1
Acc_50-350_2	2
Acc_50-350_3	2
EBSD_50-350_1	2
EBSD_50-350_1	1

Par l'analyse des phases de nucléation et de croissance des cavités, il est démontré que doubler la densité de courant ne modifie pas le mécanisme de dégradation. De même, le retrait de la couche de passivation n'influence pas notablement la dégradation pour les conditions de tests choisies. Cette analyse démontre qu'il est légitime de comparer les essais à 40 et 50 mA avec l'essai de référence. Pour autant, comme attendu, la densité de courant accélère clairement la vitesse de déplétion de la ligne et réduit la durée de vie.

L'étude temporelle des phénomènes conduit à consacrer la prochaine partie à l'étude d'un mécanisme qui nécessite la caractérisation du défaut à différentes périodes : la guérison des cavités.



### B.II.2. *Phénomène de guérison des cavités*

Dans le cas des circuits fonctionnant en courant alternatif, l'inversion de la polarisation change le sens de déplacement des lacunes et des atomes. Ainsi, les zones de divergence de flux deviennent alors des zones de convergence, et inversement. La matière s'accumule alors là où elle était précédemment retirée. Les cavités se guérissent. Observer ce phénomène nécessite donc de caractériser la cavité *a minima* à deux instants différents.

Les tests d'électromigration sont réalisés dans la pire situation, c'est-à-dire en courant continu. Les atomes se déplacent donc toujours dans le même sens. Pourtant, des zones de divergence de flux atomiques se changent en zones de convergence. La guérison constatée n'influence parfois que de manière négligeable la défaillance de l'échantillon, comme pour l'exemple de la figure 3.17.

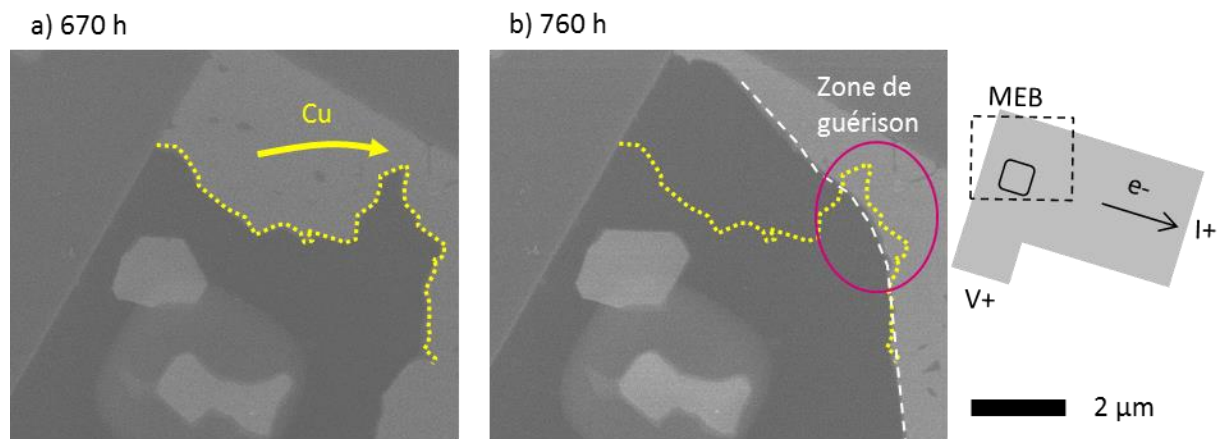


Figure 3.17 : guérison des cavités, a) 670 h et b) 760 h (essai de référence)

Cependant, la durée de vie est d'autres fois amplement augmentée, lorsque la guérison ouvre à nouveau un chemin de conduction. Un tel exemple est illustré à la figure 3.18.

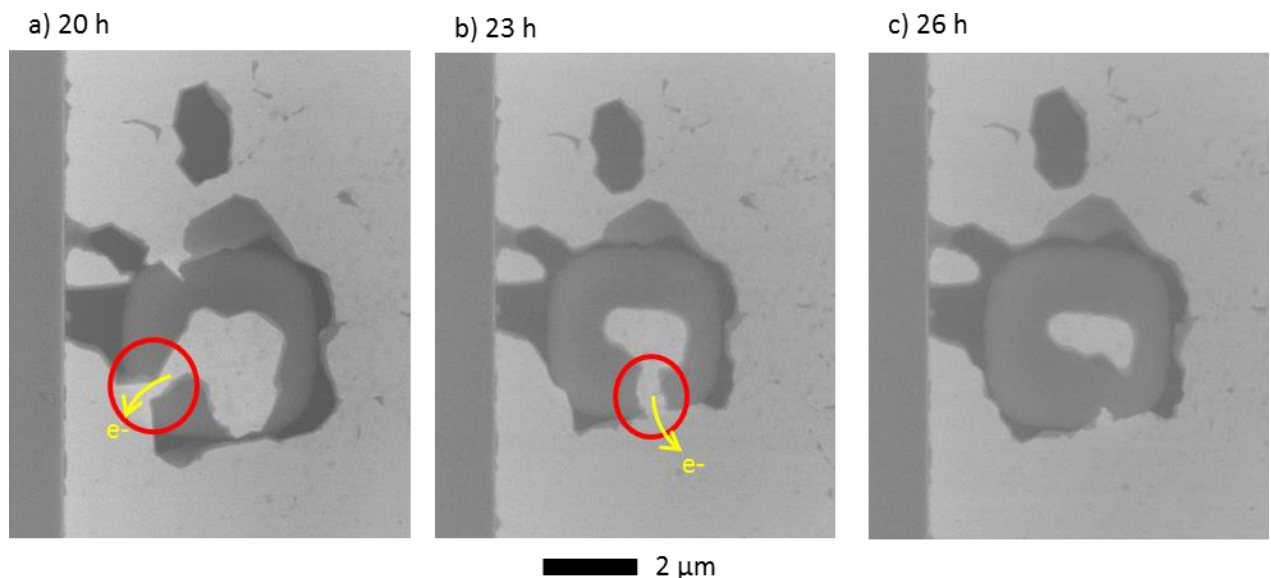


Figure 3.18 : caractérisation MEB de l'échantillon Acc\_50-350\_1 à a) 20 h, b) 23 h et c) 26 h, illustrant la guérison des cavités qui retarde la défaillance

Alors que le courant circule entre le TSV et l'extrémité de la ligne (figure 3.18-a), la guérison de la cavité du côté du bord inférieur de la ligne *sup* retarde la déplétion complète

du pourtour du TSV (figure 3.18-b). En considérant, d'une part que sans la guérison, l'échantillon est défaillant à 23 h, et d'autre part qu'il l'est effectivement à 26 h (figure 3.18-c), la guérison de la cavité augmente la durée de vie d'environ 15 %.

Comprendre précisément le phénomène de guérison se révèle donc particulièrement intéressant d'un point de vue fiabilité.

Les essais EBSD\_50-350\_1 et EBSD\_50-350\_2 ont notamment l'objectif d'étudier l'orientation des grains reconstruits et son évolution par rapport à l'orientation des grains initiaux. Cependant, ce phénomène n'est pas systématique et n'est pas observé pour ces deux essais.

À défaut, une cartographie EBSD *post-mortem* de l'amenée de courant de l'essai Ref\_25-350\_1, dans laquelle une cavité s'est déplacée (figure 3.19) renseigne sur le mécanisme de reconstruction des grains. En effet, le processus de migration s'explique par une succession de guérisons et déplétions simultanées (voir partie B.I.1 de ce chapitre). La cartographie EBSD de la figure 3.19 renseigne sur l'orientation des grains qui se reconstituent après le passage de la cavité L3. Exception faite de la ligne au niveau de la position initiale de la cavité, un joint de grains se situe au milieu du chemin. Deux résultats en découlent. La ligne se reconstruit en suivant l'orientation cristalline des grains situés sur les côtés latéraux de la cavité. La vitesse de reconstruction est indépendante de leur orientation, sinon les joints de grains ne se situeraient pas au milieu.

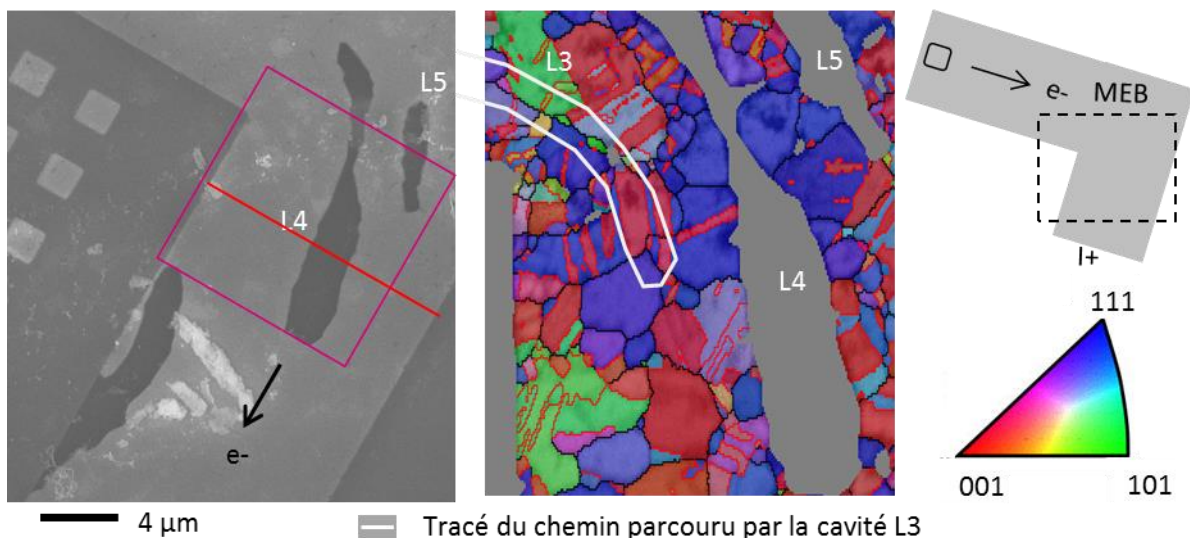


Figure 3.19 : a) micrographie post-mortem de l'amenée de courant pour l'essai ref\_25-350\_1 et b) cartographie EBSD de la zone encadrée en a), avec tracé du chemin parcouru par la cavité L3

Malgré l'intérêt que représente le phénomène de guérison des cavités du point de vue de la fiabilité des dispositifs, l'analyse ne révèle aucun élément pertinent pour l'expliquer. Une série d'études similaires aux essais EBSD\_50-350\_1 et 2, voire de l'EBSD *in operando*, serait nécessaire pour améliorer la compréhension.

Pour aller plus loin, il est cependant possible d'étudier la formation des îlots de type B, qui est un phénomène de guérison partielle.

### B.II.3. Formation des ilots de type B

Les ilots de type B se forment par l'accumulation de cuivre au-dessus du TSV qui remplit la cavité présente. Il s'agit donc bien d'un phénomène de guérison. Ces ilots sont observés pour les quatre essais qui ont atteint la défaillance à 10 %, comme l'illustre la figure 3.20.

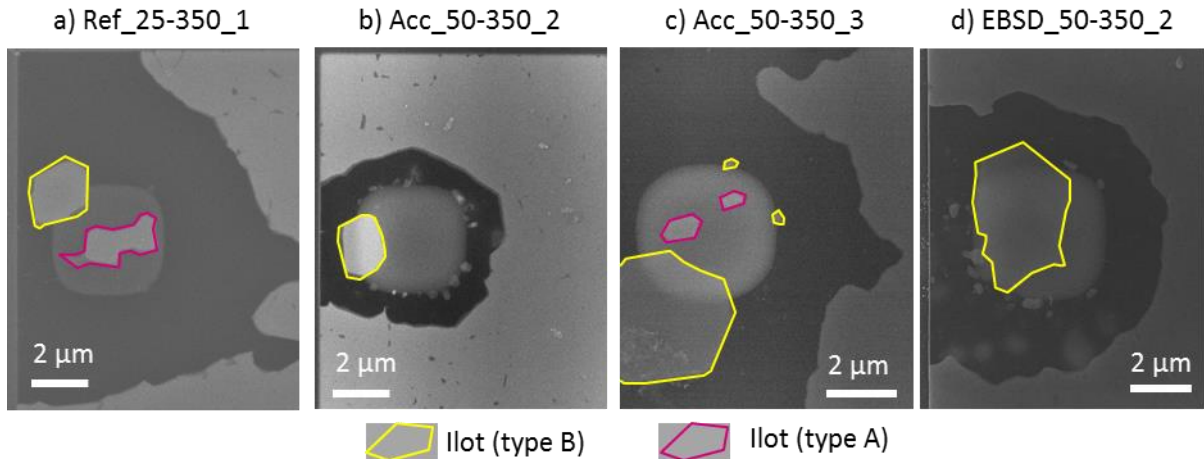


Figure 3.20 : présence d'ilots de cuivre (type A et B) pour les essais a) Ref\_25-350\_1, b) Acc\_50-350\_2, c) Acc\_50-350\_3 et d) EBSD\_50-350\_2

À une exception près (figure 3.21-a), les prémices de l'îlot apparaissent dans la dernière zone où subsiste du cuivre au-dessus du TSV (figure 3.21-b et c). Cette observation incite à affirmer qu'un même mécanisme retarde la déplétion totale du TSV (ou de son pourtour) et forme les ilots de type B.

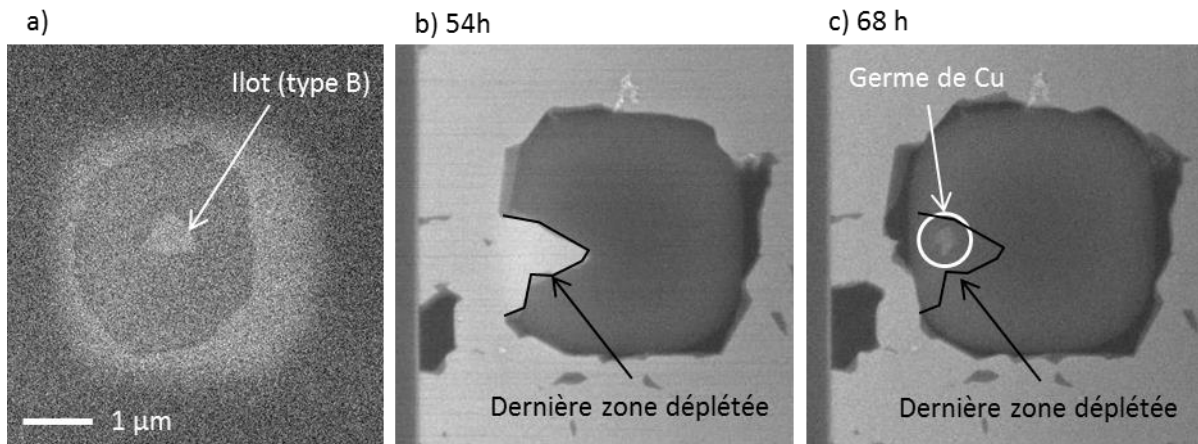


Figure 3.21 : a) formation d'un îlot de type B pour l'essai EBSD\_50-350\_1 alors que la déplétion du TSV n'est pas encore totale, b) et c) apparition du germe dans la dernière zone où subsiste du cuivre au-dessus du TSV (EBSD\_50-350\_2)

Pour l'essai Ref\_50-350\_1, le volume de l'îlot est similaire au volume de cuivre déplacé entre le TSV et l'extrémité de la ligne ( $1,6 \mu\text{m}^3$ ). Cependant, pour les autres essais, son volume est jusqu'à quatre fois supérieur (figure 3.20-d). De plus, pour l'essai EBSD\_50-350\_1 (figure 3.21-a), le germe de cuivre apparaît alors que la cavité n'est encore qu'au centre du TSV. Pour ces deux raisons, l'effet réservoir avancé au chapitre II (partie B.III.2.b) ne suffit pas à expliquer le phénomène et un autre mécanisme doit être recherché.

La seconde hypothèse sur la provenance du cuivre se base sur la rupture de la barrière TiN, qui laisse alors passer les atomes de cuivre du TSV dans la ligne *sup*.

Sur l'échantillon Ref\_350-25\_1, une succession de coupes transversales *post-mortem*, dont l'orientation est indiquée à la figure 3.22-a, confirme une discontinuité (figure 3.22-b). L'ouverture de la barrière située sous le germe, proche de son lieu de formation, renforce la probabilité de cette seconde hypothèse.

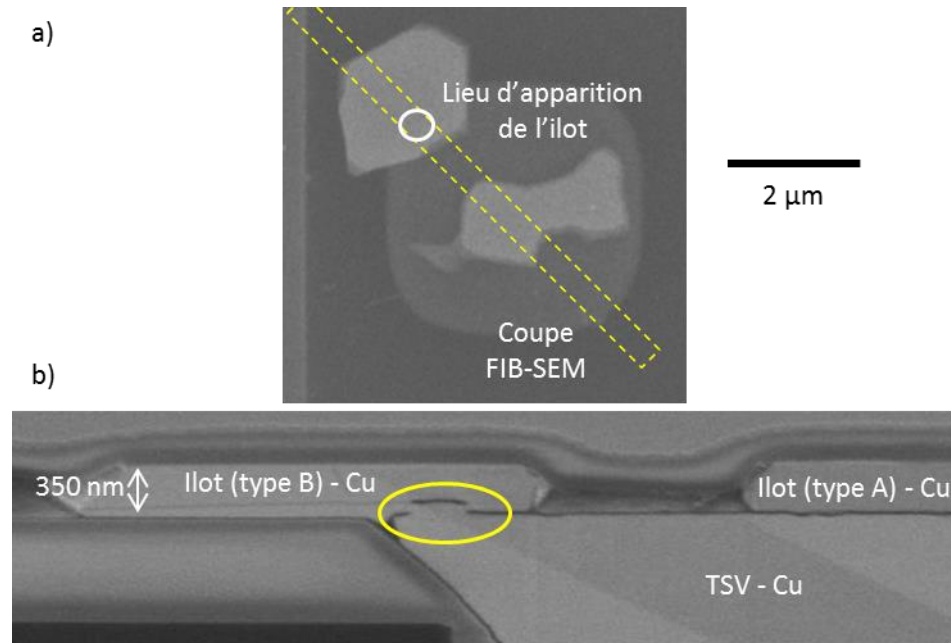


Figure 3.22 : micrographies MEB a) en vue de dessus, indiquant le plan de coupe de b) en coupe, du haut du TSV et de la ligne *sup* révélant la discontinuité de la barrière (Ref\_350-25\_1)

Cependant, les analyses *post-mortem* ne montrent pas de cavités d'un volume équivalent à celui de l'îlot dans le TSV.

L'explication est alors que le cuivre provient de la ligne *inf*, car la barrière en bas du TSV est également percée (figure 3.23). La présence des cavités sous les quatre TSV (figure 3.12) et l'absence d'accumulation de matière sous le TSV unique soutiennent cette hypothèse. Ces résultats ont été observés pour plusieurs échantillons.

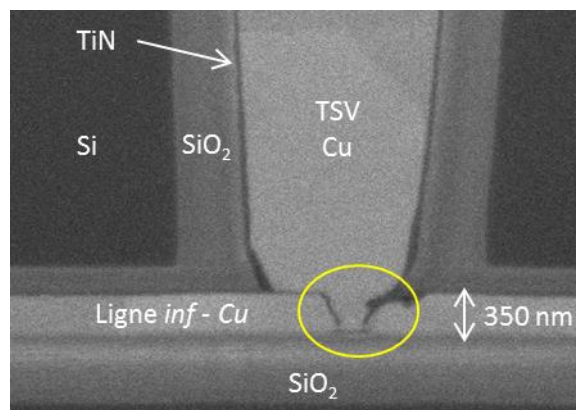


Figure 3.23 : non intégrité de la barrière entre le TSV et la ligne *inf* (Ref\_350-25\_1)



Il est nécessaire de déterminer à quel moment la barrière s'ouvre : pendant le procédé de fabrication des échantillons, lors de la chauffe qui précède l'essai d'électromigration ou au cours de l'essai.

L'observation au MEB de coupes successives d'un échantillon neuf révèle que la barrière est percée (figure 3.24). Ce résultat est surprenant, car les technologies étudiées en fiabilité ont normalement démontré la robustesse du procédé de fabrication.

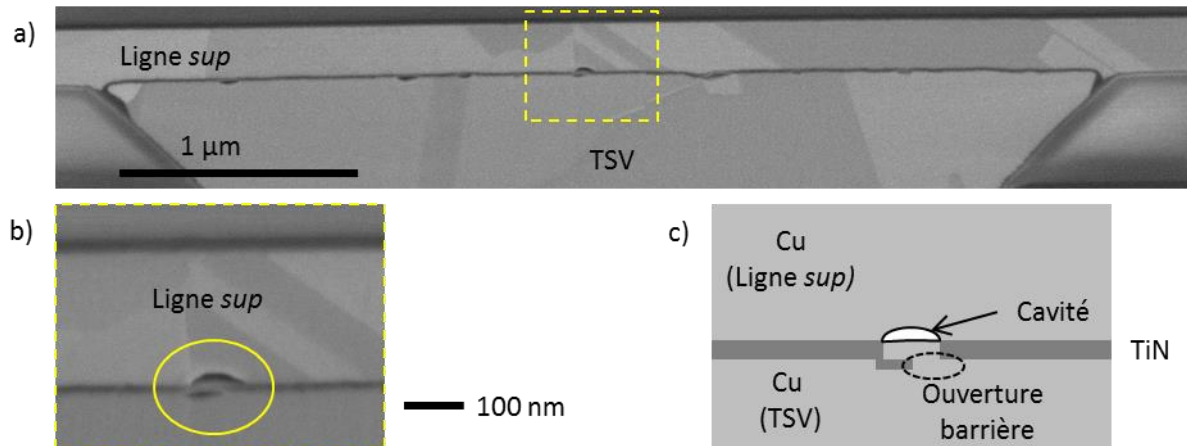


Figure 3.24 : a) vue en coupe du TSV et de la ligne sup, b) zoom de la partie encadrée révélant l'un des endroits où la barrière est percée et c) schématisation de b)

En conclusion, l'accumulation du cuivre au-dessus du TSV retarde la déplétion du (pourtour du) TSV, donc de la défaillance. Ensuite, elle induit la formation de germes qui évoluent en ilots. L'effet réservoir explique partiellement le phénomène. À cette force motrice s'ajoute la diffusion de matière depuis le TSV, voire depuis la ligne *inf*, suite à la discontinuité des barrières TiN. Cependant, il s'agit ici d'un problème lié à un défaut de procédé. Il n'est pas généralisable, car tous les échantillons testés au cours de cette thèse sont issus de la même plaque, plutôt sur sa périphérie qu'en son centre.

L'analyse des phases de nucléation et de croissance des cavités démontre que la hausse des conditions de test accélère le mécanisme d'électromigration, mais ne le modifie pas. Elle n'explique donc pas les deux types de comportement de la résistance électrique, ni les deux modes de croissance des cavités. L'augmentation de la densité de courant tend à accélérer la défaillance, mais n'est pas responsable de la distribution des temps et lieux de nucléation. Il est nécessaire d'explorer une autre piste pour trouver le paramètre à l'origine de ces résultats, mais également de la guérison des cavités et de la formation des ilots.

La partie suivante étudie donc l'influence de la microstructure sur le mécanisme de défaillance.

### B.III. La microstructure, un paramètre déterminant ?

L'étude du rôle de la microstructure sur la nucléation et la croissance des cavités s'appuie sur l'importance qui lui est accordée dans la littérature sur la fiabilité du BEO<sub>L</sub>.

*N.B. : l'état de l'art consacré à l'effet de la microstructure est discuté au chapitre I de ce manuscrit (partie D.II)*

Tout d'abord, la microstructure initiale des échantillons est présentée. Ensuite, son rôle dans la formation des cavités est démontré. Enfin, son influence sur leur croissance est discutée, notamment avec l'analyse de la formation des îlots de cuivre de type A.

#### B.III.1. Microstructure initiale des échantillons

La connaissance de la microstructure initiale est indispensable à l'analyse de son influence sur la fiabilité des interconnexions.

Pour l'ensemble des échantillons, les joints de grains sont partiellement observables sur les micrographies MEB. Ils sont probablement révélés par l'attaque HF lors de la préparation d'échantillons. L'analyse de ces micrographies conclut que la distribution de la taille des grains est similaire pour l'ensemble des échantillons.

Ce résultat est confirmé par la figure 3.25, qui expose la cartographie EBSD initiale (projetée selon la normale à l'échantillon) réalisée pour les essais EBSD\_50-350\_1 et EBSD\_50-350\_2.

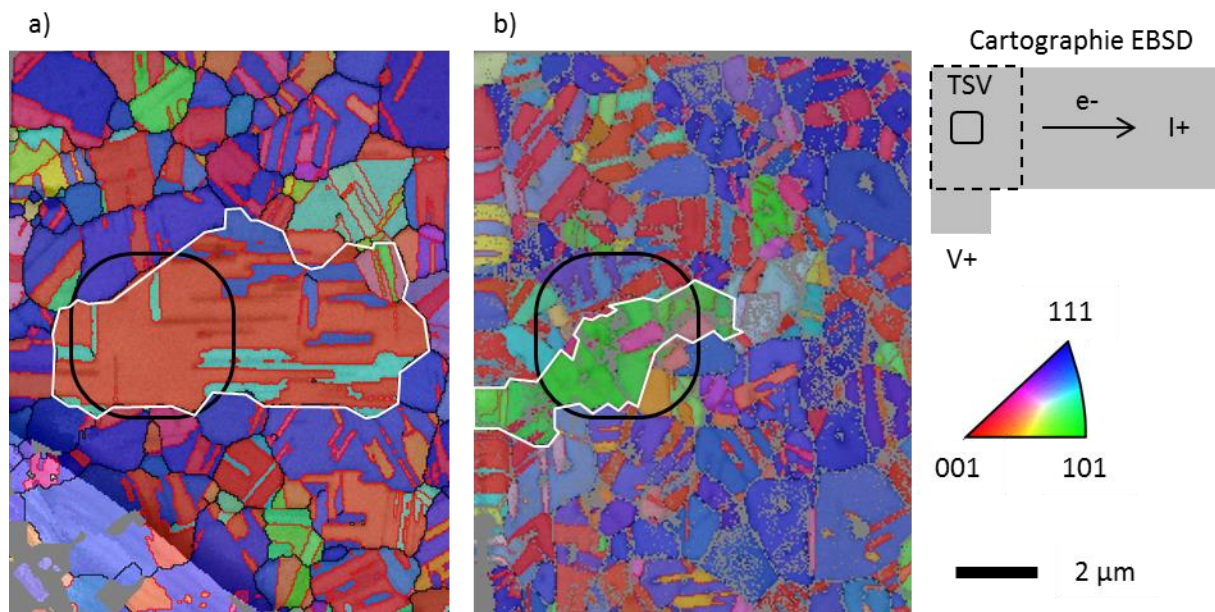


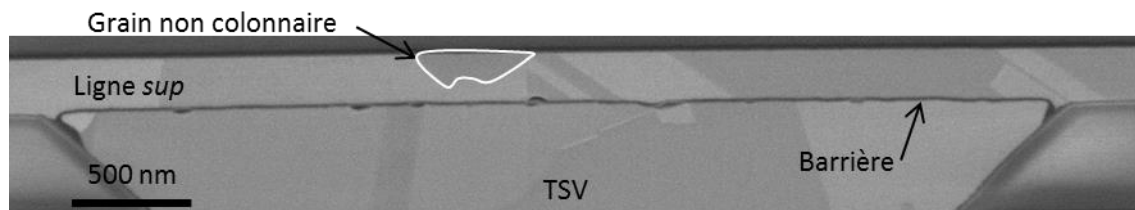
Figure 3.25 : caractérisation EBSD initiale des essais a) EBSD\_50-350\_1 et b) EBSD\_50-350\_2

Sur la figure 3.25, les joints de grains sont marqués en noir et ceux de macles en rouge. Ils semblent nombreux à être orientés dans le sens du flux d'électrons et constituent un chemin qui participe certainement à la diffusion atomique.

Les deux échantillons possèdent une orientation dominante de la famille {111}. Les orientations proches de {001} sont également très présentes. La ligne est formée majoritairement par des grains de longueur supérieure au micromètre.

Le premier échantillon présente la particularité d'avoir un grain qui s'étend sur plusieurs micromètres, notamment au-dessus de la quasi-totalité du TSV. Cette particularité est à rapprocher de la lente vitesse de déplétion et du temps à la défaillance élevé pour cet échantillon (voir tableau 3.3 de la p 107). Pour l'essai EBSD\_50-350\_2, un grain orienté {101} occupe la moitié de la ligne *sup* en regard du TSV. Les contours des deux grains sont tracés en blanc sur la figure 3.25.

Par ailleurs, les grains sont colonnaires, à quelques exceptions près, comme l'exemple de la figure 3.26 l'illustre. Cette caractéristique de la microstructure limite le chemin de conduction que forment les joints de grains le long de la ligne.



*Figure 3.26 : vue en coupe du TSV et de la ligne sup, illustrant que tous les grains ne s'étendent pas sur l'ensemble de l'épaisseur de la ligne*

Cette connaissance de la microstructure des échantillons est utilisée dans la partie suivante pour déterminer son influence sur les lieux de nucléation.

### **B.III.2. Influence de la microstructure sur la nucléation**

L'analyse de l'impact des conditions de test (voir B.II.1) révèle une forte dispersion du lieu de nucléation des cavités. Cette étude cherche à définir le rôle de la microstructure pour ce phénomène.

La figure 3.27 présente des micrographies de l'essai Acc\_50\_350\_2 réalisées à intervalles de temps rapprochés pour capturer la nucléation des cavités. La figure 3.27-b démontre que celles-ci se forment aux joints de grains.

La question soulevée est alors de savoir si leur attaque par la préparation d'échantillons influence le mécanisme de nucléation.

Par une analyse attentive de la formation de la cavité à 45 min (figure 3.27-d), cette hypothèse est réfutée. En effet, la cavité apparaît dans la zone non révélée du joint de grains qui est reconstruit à la figure 3.27-c. De plus, [LLOYD2006] explique que les joints de grains augmentent localement la valeur de la contrainte mécanique. Comme celle-ci est à l'origine de la nucléation des cavités, il est donc attendu que les cavités se forment dans leur proximité, avec ou sans préparation d'échantillons.

Cependant, si la présence des joints de grains justifiait à elle seule la formation des cavités, celles-ci se formeraient à chaque joint de grain. Pour trouver une autre explication, l'influence de l'orientation cristalline est étudiée.

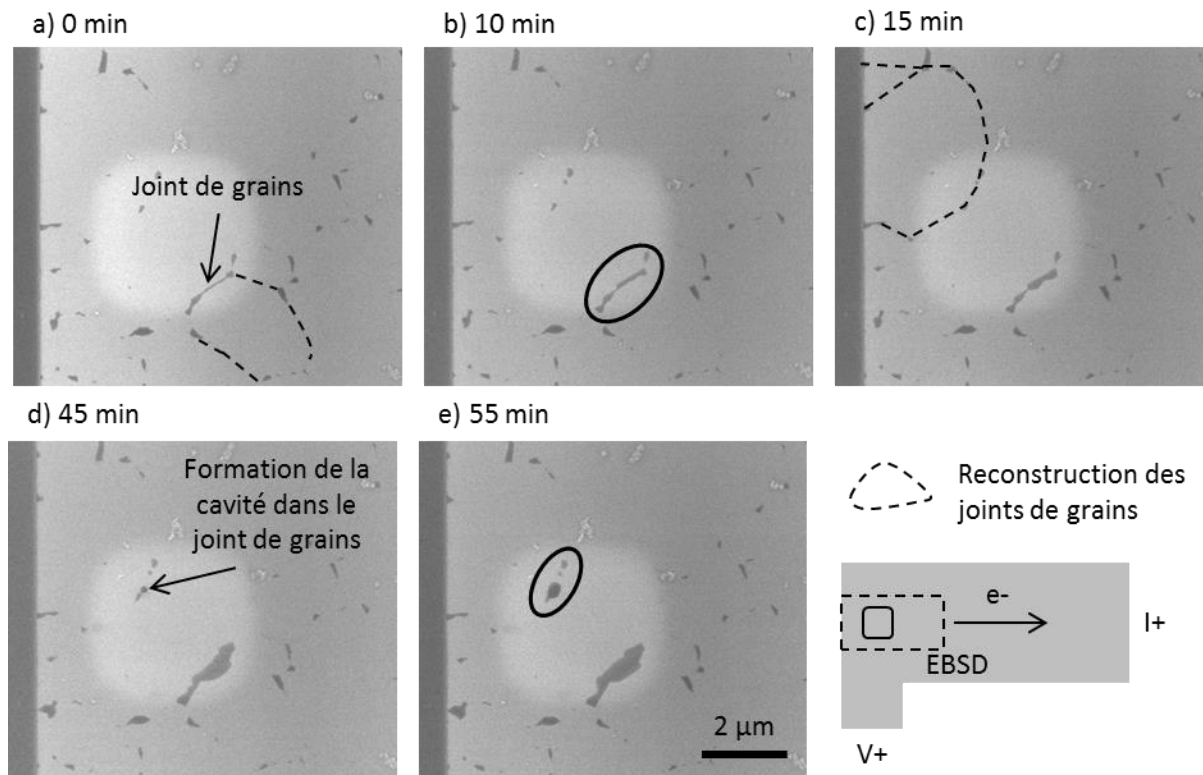


Figure 3.27 : nucléation des cavités aux joints de grains (essai Acc\_50\_350\_2)

La figure 3.28-a est la cartographie EBSD de l'état initial de l'échantillon EBSD\_50-350\_1. La figure 3.28-b expose la formation de deux cavités, dont les noms sont indiqués.

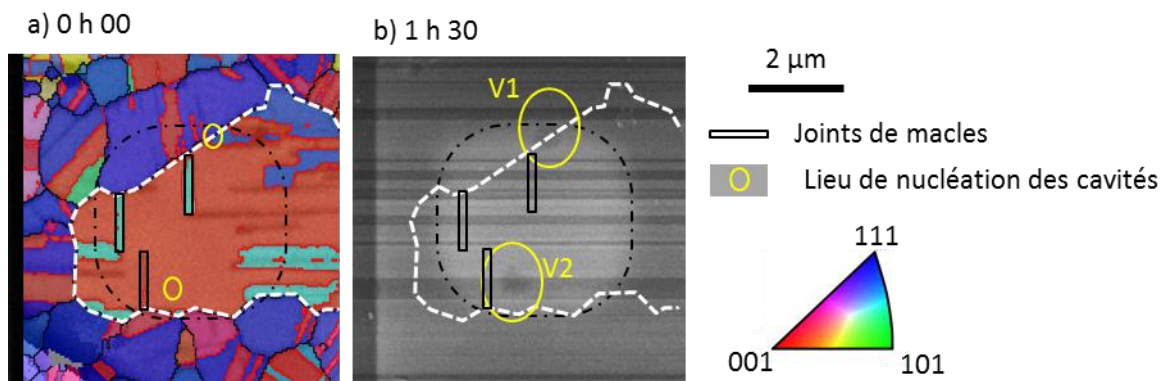


Figure 3.28 : nucléation des cavités pour l'essai EBSD\_50-350\_1

V1 se forme au point triple entre 1- un grain dont l'orientation est proche de  $\{111\}$ , 2- la macle  $\{111\}$  du grain principal et 3- la macle  $\{001\}$  du grain principal. Cette observation est en accord avec les résultats de la littérature sur l'influence des points triples [DOYEN2009]. La cavité V2 se forme dans le grain principal, orienté  $\{001\}$ , à proximité du joint de grain et de macle.

Pour l'essai EBSD\_50-350\_2, des cavités se sont formées pendant la phase de chauffe de l'échantillon sous l'effet des contraintes thermomécaniques<sup>1</sup> (voir pointillés sur la figure 3.29). D'après la condition de nucléation des cavités (partie B.I.6 du chapitre I), leur

<sup>1</sup> Notion de *Stress-Induced Voiding*



présence uniquement à proximité du TSV démontre l'influence de celui-ci sur la génération de contraintes thermo-mécaniques (voir partie du C.II.2 chapitre I). Compte tenu de la taille des cavités, le lieu de nucléation n'est pas clairement défini. Cependant, il semble être localisé au niveau de points triples, entre grains et macles, et à proximité des grains d'orientation {001} ou proche de cette orientation.

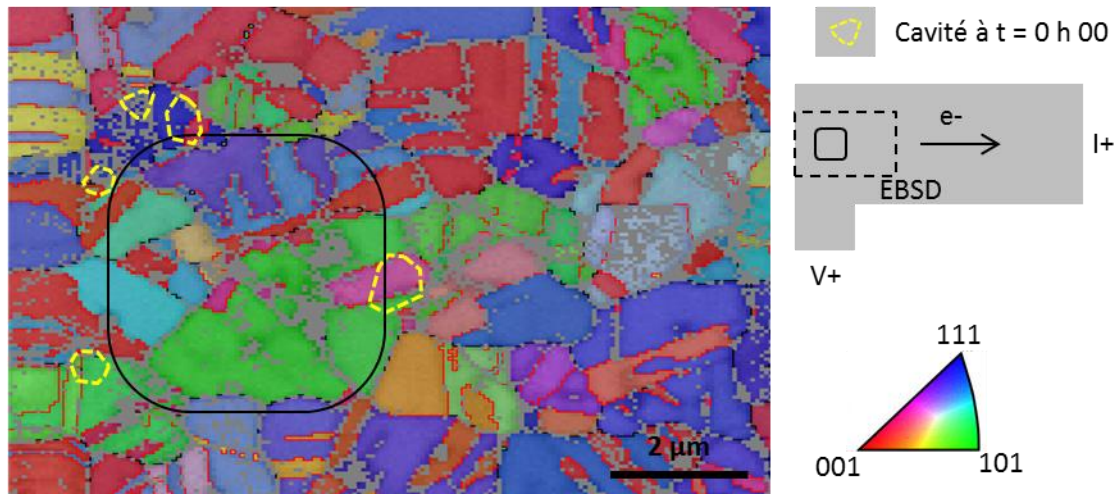


Figure 3.29 : position des cavités après la phase de chauffe de l'échantillon, pour l'essai EBSD\_50-350\_2

En résumé, l'analyse des micrographies MEB démontre la contribution des joints de grains ou de macles, comme lieux préférentiels de nucléation. Les analyses EBSD précisent ce résultat, en soulignant qu'il s'agit plus particulièrement des points triples. Les essais EBSD\_50-350\_1 et 2 font ressortir une tendance entre nucléation et orientation {001}.

Alors que la microstructure influence la nucléation des cavités, la prochaine partie cherche à déterminer si c'est également le cas pour leur croissance.

### B.III.3. Impact de la microstructure sur la croissance des cavités

Pour les interconnexions du BEoL, la microstructure est considérée comme un paramètre déterminant dans l'évolution des cavités, notamment à l'origine de la statistique des temps à la défaillance [HAUSCHILDT2005]. Il est fort probable que la microstructure joue également un rôle déterminant pour les interconnexions 3D.

Tout d'abord, à conditions de test identiques, l'échantillon EBSD\_50-350\_1 a une durée de vie bien plus longue que l'échantillon EBSD\_50-350\_2, respectivement supérieure à 96 h et 7 h (voir tableau 3.3 p 107). Le fait que le premier présente une microstructure avec un nombre de grains bien inférieur tend à démontrer la participation des joints de grains à la diffusion.

La figure 3.30 montre que la croissance de la cavité n'est pas isotrope, mais se déroule pas à pas. Les essais avec caractérisations EBSD cherchent à déterminer si les « pas » correspondent à des grains, et si l'ordre de déplétion des grains est relié à leur orientation.

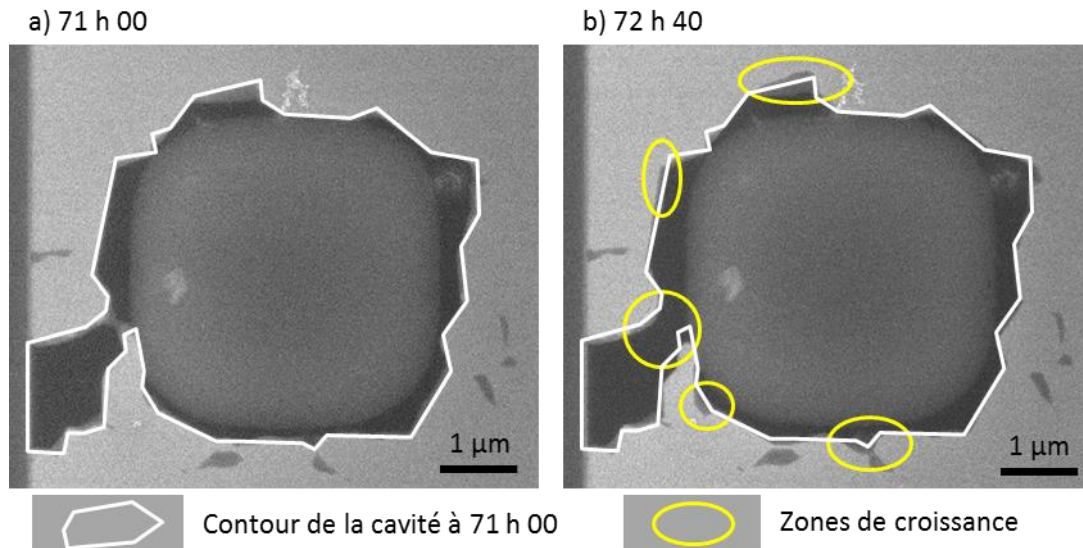


Figure 3.30 : évolution des cavités anisotrope (essai Acc\_50-350\_2)

Par ailleurs, la figure 3.31 présente l'évolution des cavités pour l'essai EBSD\_50-350\_1. Le grain principal (#1) est tracé en pointillés. Le deuxième grain (#2), qui occupe l'autre partie de la ligne au-dessus du TSV est représenté en trait plein.

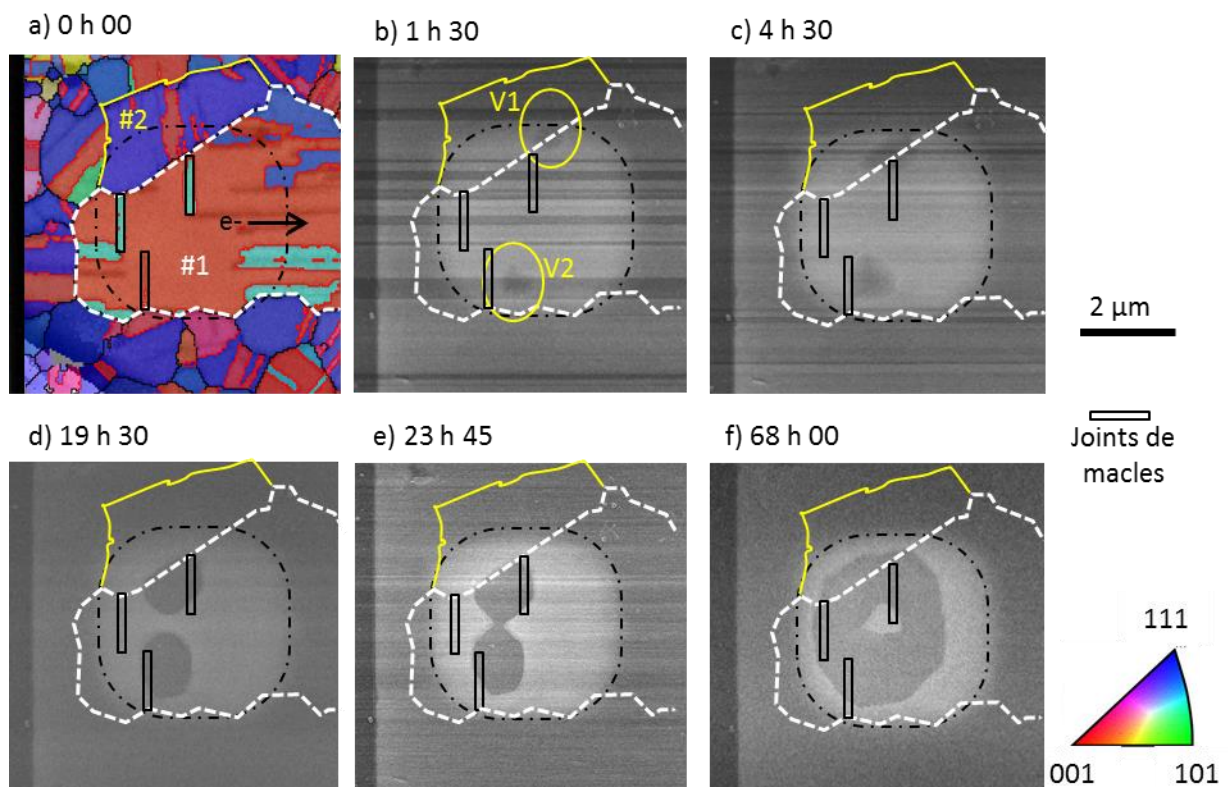


Figure 3.31 : a) cartographie EBSD initiale, micrographies MEB présentant l'évolution des cavités pour l'essai EBSD\_50-350\_1 aux temps b) 1 h 30, c) 4 h 30, d) 19 h 30, e) 23 h 45 et f) 68 h 00

Jusqu'à 19 h 30, V1 se déplace le long du joint de grains (figure 3.31-b, c et d), à contresens des électrons (en accord avec l'explication proposée dans la partie B.I.1). Alors que la cavité croît tout d'abord dans les deux grains, elle évolue ensuite uniquement dans le grain principal (figure 3.31-d et e). La partie de cavité dans le grain #2 est guérie. Il



semblerait que le passage de la cavité dans le grain #1 se produit lorsque la cavité dépasse la macle {001} du grain #2. Alors que la densité de courant est plus importante sur la périphérie du TSV, cette observation tend à supposer que le grain orienté {001} est moins résistant à la déplétion que celui orienté {111}. Finalement, V1 se développe de manière isotrope, et s'étend donc dans les deux grains (figure 3.31-f).

Durant les premières heures de test, V2 se déplace clairement dans le sens opposé au flux d'électrons. Elle se développe alors entièrement dans le grain principal.

L'analyse des micrographies révèle le rôle des joints de macles qui arrêtent le déplacement des deux cavités. Une différence est cependant observable : V1 s'arrête juste après avoir dépassé le joint, tandis que V2 se fixe dès qu'elle l'atteint. Ensuite, la croissance des cavités suit les joints.

La figure 3.32 présente l'évolution des cavités à différents instants de l'essai d'électromigration EBSD\_50-350\_2. Pour faciliter l'analyse, la position des cavités à l'instant de la micrographie précédente est délimitée par des pointillés. Pour la figure 3.32-a, les pointillés représentent les cavités formées pendant la phase de chauffe.

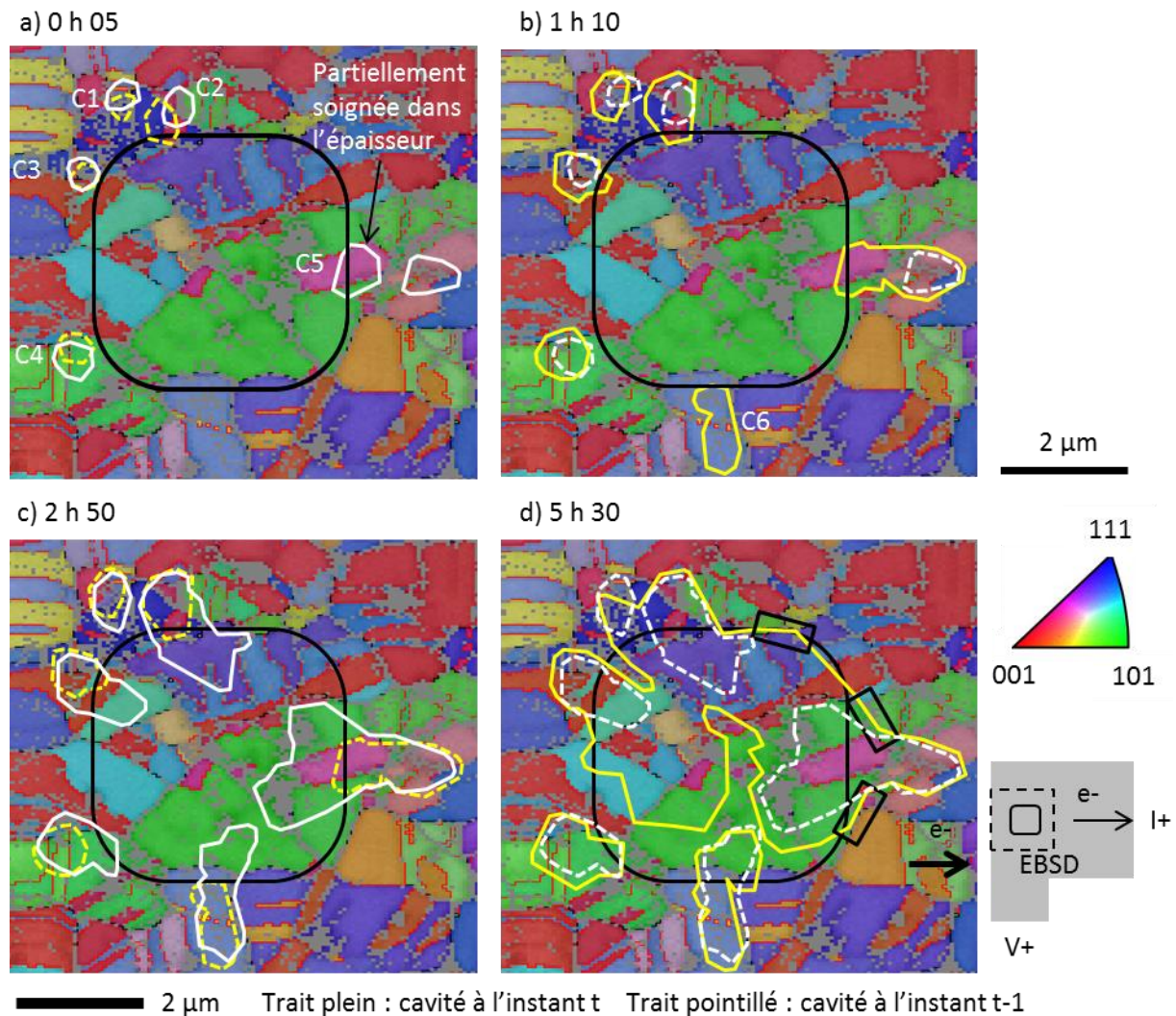


Figure 3.32 : évolution des cavités pour l'essai EBSD\_50-350\_2, aux instants a) 0 h 00, b) 0 h 05, c) 1 h 10 et d) 5 h 30

Après cinq minutes de test, toutes les cavités (sauf C4) se sont déplacées dans la direction du flux d'électrons. Ce déplacement est sans ambiguïté pour la cavité C5, mais s'oppose à l'explication avancée dans la partie B.I.1. La particularité de cette cavité est de s'être dédoublée. Une partie est restée au niveau de la position initiale et l'autre partie a migré vers l'anode (I+). L'analyse des positions où sont fixées les cavités pour leur évolution future semble souligner l'importance des joints triples.

À l'instar de la cavité C6 (figure 3.32-b), la croissance des cavités se produit parfois à l'intérieur des grains. L'évolution des cavités C2 et C3 marque un arrêt au niveau de certains joints de grains ou de macles (figure 3.32-c).

Après 1 h 10, la cavité C6 croît à l'intérieur du grain rose. Une fois que la déplétion de ce grain est entière, la cavité évolue alors selon le pourtour du TSV (deux branches), influencé certainement par les lignes de courant. La croissance de C6 s'effectue en suivant les joints de grains ou de macles (voir les parties encadrées de la cavité principale sur la figure 3.32-d).

Après 5 h 30, l'ensemble du cuivre de la ligne en regard du TSV est retiré là où cohabitent de nombreux grains. En revanche, dans la partie occupée principalement par le grain {101}, il reste de la matière. Le type de microstructure semble donc avoir une plus grande influence que l'orientation des grains.

En résumé, les joints de grains et de macles influencent la croissance de la cavité, en servant de point d'accroche et en orientant la direction de croissance. Comme les joints servent de chemin de diffusion, ils accélèrent la dégradation. Le premier essai EBSD semble révéler que les grains {001} sont plus sensibles à la dégradation, mais le second essai n'est pas en mesure de le confirmer. Le niveau de résistance à la dégradation d'un grain semble plutôt dépendre de son orientation vis-à-vis de l'orientation des grains adjacents. Une étude sur un plus grand nombre d'échantillons est nécessaire, mais d'autres facteurs (concentration de courant, géométrie, etc.) interviennent également et compliquent l'analyse.

Pour poursuivre l'analyse de la microstructure, la formation des ilots de type A est étudiée. Pour rappel, ils se forment par la déplétion de matière autour d'une zone, telle qu'illustrée doublement pour l'essai Acc\_50-350\_3 à la figure 3.33.

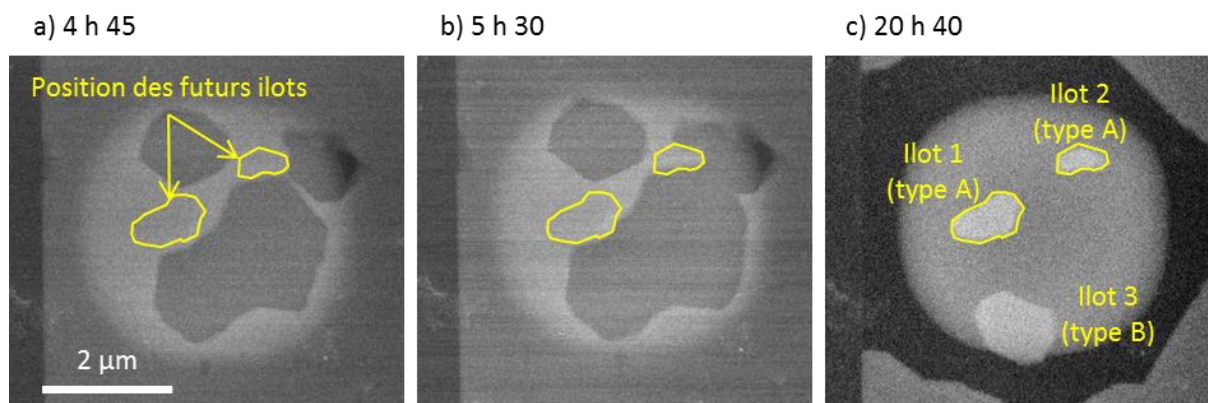


Figure 3.33 : illustration de la formation des ilots de type A par observation de l'évolution des cavités à a) 4 h 45, b) 5 h 30 et c) 20 h 40, pour l'essai Acc\_50-350\_3

Comme l'illustre la croissance de C6 et le cas de l'essai Ref\_25-350\_1, les lignes de courant semblent moins denses au centre du TSV. Cependant, la position de ces ilots varie d'un essai à l'autre, ce qui tend à démontrer que la géométrie du TSV n'est pas le seul facteur déterminant leur existence. Cette hypothèse est renforcée par le fait que ces ilots ne sont pas observés pour tous les essais. Il est donc supposé que la présence des ilots révèle l'existence d'une orientation cristalline particulièrement résistante à la déplétion.

L'orientation cristalline des ilots est déterminée par analyse EBSD, éventuellement réalisée après l'arrêt de l'essai d'électromigration (figure 3.34).

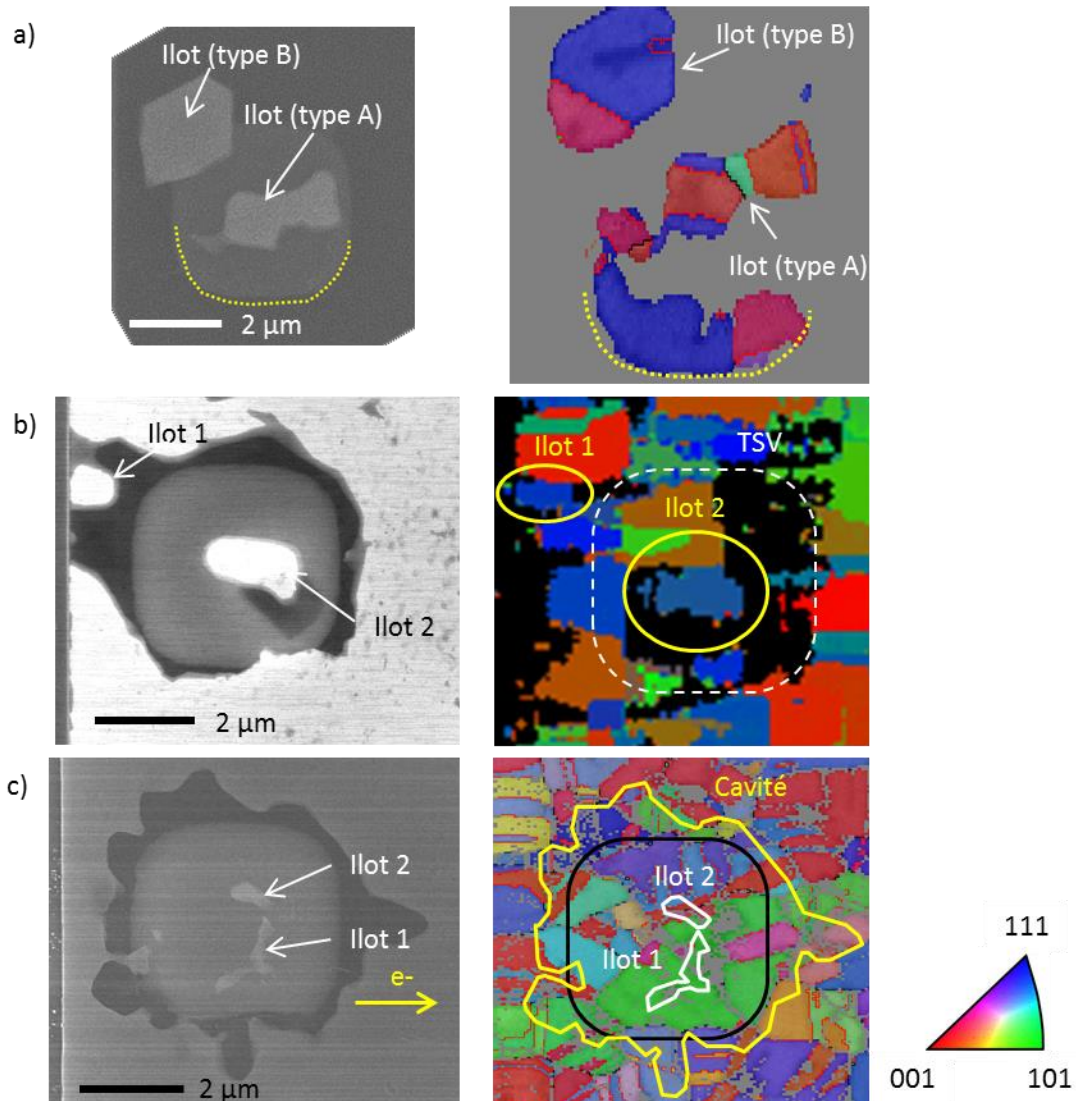


Figure 3.34 : micrographies MEB et cartographies EBSD pour étudier l'orientation cristalline des ilots de type A, pour les essais a) Ref\_25-350\_1, b) Acc\_50-350\_1 et c) EBSD\_50-350\_2 (ESBD avant essai)

L'ilot de type A de l'essai Ref\_25-350\_1 (figure 3.34-a) est constitué de trois grains comprenant chacun une macle  $\{111\}$  et une autre proche  $\{001\}$ . Pour l'essai Acc\_50-350\_1 (figure 3.34-b), les deux ilots sont uniquement orientés  $\{111\}$ . Avant d'être recouverts par un ilot de type B, deux ilots de type A se sont formés pour l'essai EBSD\_50-350\_2 (figure 3.34-c). Le premier est orienté  $\{101\}$ , tandis que le second semble s'étendre sur plusieurs grains, dont les orientations sont notamment  $\{101\}$  et  $\{001\}$ .

Ainsi, l'orientation des grains composants les ilots diffère entre les échantillons. De plus, si les orientations {111} et {001} sont plus représentées, il s'agit potentiellement d'un effet statistique, du fait de la forte proportion initiale de ces orientations dans la ligne. L'essai EBSD\_50-350\_2 renforce cette hypothèse : alors qu'un grain {101} constitue plus de la moitié de la ligne au-dessus du TSV, cette orientation est présente dans un des ilots.

L'analyse ne démontre donc pas clairement qu'une orientation particulière favorise la formation d'ilots. Celle-ci est induite par l'ensemble des facteurs qui régissent la dégradation : la taille et la disposition des grains, la répartition des lignes de courant, l'orientation cristalline des grains vis-à-vis de leurs voisins.

En conclusion, le rôle de la microstructure est observé tant pour la nucléation que pour la croissance des cavités. Les joints de grains et de macles définissent des lieux préférentiels de formation, notamment au niveau des points triples. L'influence des deux types de joint sur la croissance des cavités se manifeste notamment au travers des formes qu'elles adoptent au cours de leur évolution. Il apparaît également que la vitesse de déplétion augmente avec le nombre de grains. L'analyse tend à démontrer que la formation des cavités est plus probable dans les grains {001} et dans une moindre mesure, que la déplétion y est également plus rapide. Des éléments (représentation statistique) pourraient expliquer cette tendance. Cependant, au regard des autres facteurs, notamment la distribution des lignes de courant, l'orientation cristalline semble moins déterminante que pour les interconnexions du BEoL<sup>1</sup>.

La méthodologie de MEB *in operando* est utilisée dans cette partie pour étudier les mécanismes de formation et d'évolution, non seulement du défaut tueur, mais également des défauts secondaires. Ainsi, la migration des cavités, la guérison et l'évolution de la déplétion sont analysées alors que les analyses *post-mortem* sont dans l'incapacité de les observer. De plus, la caractérisation en temps réel démontre que le mécanisme de défaillance est identique pour les différentes conditions de test. Enfin, le rôle de la microstructure est déterminé, même s'il aurait été souhaitable d'accéder à une compréhension plus précise. Néanmoins, il apparaît clairement que la microstructure est responsable de la distribution des lieux de nucléation observés et de la vitesse de dégradation de la ligne. Cela se traduit électriquement par les différentes longueurs de plateau et vitesses de déplétion.

Grâce à l'ensemble de ces analyses, la partie suivante discute le modèle de Frank, afin de déterminer les raisons de l'écart entre les résultats qu'il prédit et les observations de cette étude.

---

<sup>1</sup> Même si pour ces technologies, il n'est toujours pas déterminé quelle est l'orientation à privilégier.



### C. Discussion du modèle analytique de Frank

Ce chapitre démontre que l'essai de référence n'est pas un cas isolé, tant sur la formation et la croissance des cavités que sur l'évolution de la résistance. Parmi les différents essais, un seul s'est approché du comportement proposé par le modèle de [FRANK2011a].

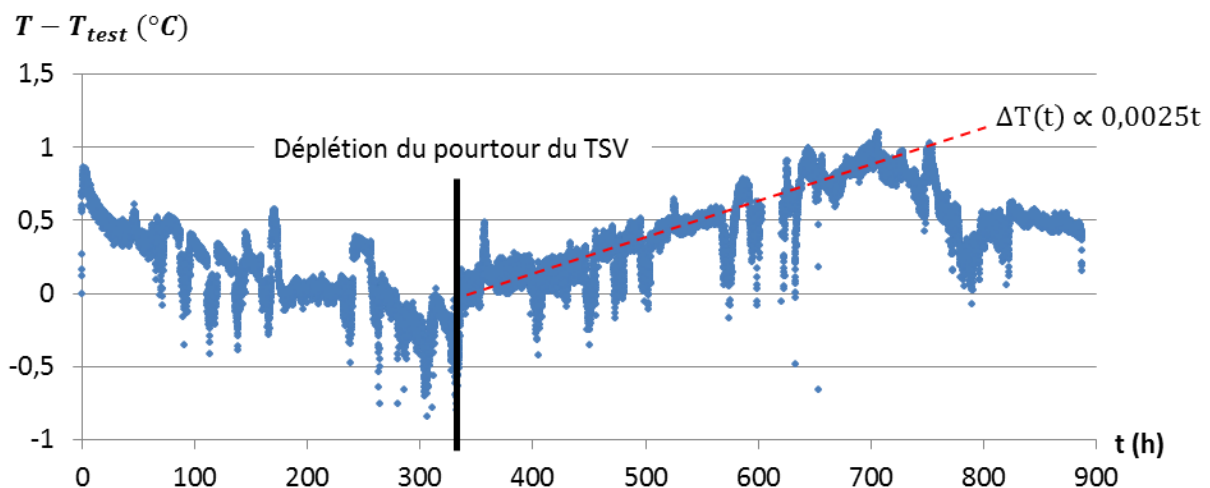
L'analyse des micrographies menée pour comprendre l'origine de cette différence soulève des questions sur le modèle analytique que l'auteur propose. Ainsi, cette partie discute des hypothèses de base du modèle. Du fait de l'impact de la variation de concentration de lacunes sur la valeur des contraintes mécaniques, l'importance que Frank accorde au flux de lacunes est en accord avec le critère de nucléation défini précédemment (voir partie B.I.6 du premier chapitre).

Hypothèse 1 : le flux de lacunes est constant pendant le test à température et densité de courant constantes.

La présence d'une ou plusieurs cavités affecte localement l'état des contraintes mécaniques et modifie donc le flux de lacunes, mais [ORIO2014] nuance cette hypothèse. En cherchant à retrouver, par un modèle, l'évolution du volume de matière déplacé d'une structure identique à celle étudiée, il démontre que l'impact de la cavité sur le flux de lacunes ne se manifeste que tardivement (700 h pour l'essai Ref\_25-350\_1).

Par ailleurs, l'hypothèse sous-entend que la température de consigne étant constante, celle de l'échantillon l'est également. Or, avec la croissance de la cavité, le chemin de conduction dans la barrière s'allonge et l'effet Joule augmente. Ainsi, la température varie légèrement (voir l'exemple de l'essai Ref\_25-350\_1 à la figure 3.35), impliquant une hausse du flux de lacunes. En considérant une énergie d'activation de 0,9 eV, une hausse de température de 350 à 351 °C induit une augmentation de 3 % du coefficient de diffusion.

Les écarts à l'hypothèse 1 sont donc négligeables.



Hypothèse 2 : la proportion de lacunes captées par la cavité principale est constante.

Cette hypothèse, bien que difficilement réfutable, semble généralement vraie, à condition de considérer l'ensemble des cavités qui vont coalescer pour donner le défaut tueur comme une cavité unique équivalente.

L'essai Ref\_25-350\_2 constitue cependant une exception, puisque les cavités C1 et C2 (figure 3.36) à proximité du TSV se développent alors que le défaut tueur se semble plus évoluer.

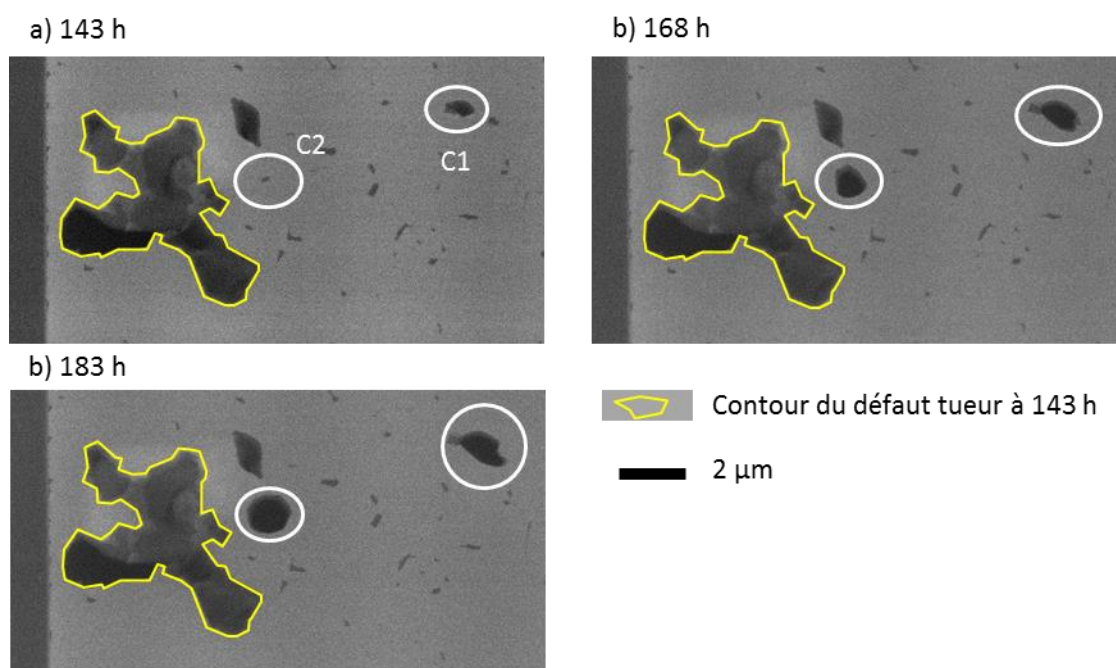


Figure 3.36 : illustration de l'écart à l'hypothèse 2 pour l'essai Ref\_25-350\_2, par comparaison des micrographies réalisées à a) 143 h, b) 168 h et c) 183 h

**Hypothèse 3 :** la croissance de la cavité est isotrope et dans le plan.

L'hypothèse de croissance dans le plan est indiscutable, du fait de la barrière TiN d'un côté de la ligne et de la passivation de l'autre. La croissance isotrope s'explique théoriquement par la géométrie du TSV et sa dimension par rapport à celle de la ligne *sup*. En effet, contrairement aux interconnexions du BEoL, quand la cavité atteint la taille critique, la déplétion de la section de la ligne (hauteur et largeur) n'est pas entière. La croissance de la cavité n'est donc pas contrainte dans une seule direction.

Cependant, cette estimation du mode de croissance est probablement l'erreur qui explique la différence entre le modèle et nos observations. En effet, l'analyse des micrographies MEB révèle une cavité qui évolue par parties (figure 3.30). Chacune d'elles croît dans une seule direction, ce qui explique potentiellement le caractère linéaire de l'évolution de la résistance électrique, similaire au cas des interconnexions du BEoL.

**Hypothèse 4 :** le TSV est considéré comme circulaire.

La géométrie exacte de la surface supérieure du TSV est un carré aux angles arrondis. L'hypothèse est cependant acceptable, même si elle aggrave probablement l'erreur commise pour l'hypothèse H3.



Hypothèse 5 : il n'y a pas d'influence des cavités secondaires sur la valeur de la résistance électrique.

Comme cela a été expliqué et démontré précédemment, cette hypothèse est vérifiée dans la majorité des cas, pour les premières heures ou dizaines d'heures (selon la vitesse de dégradation) de la phase de croissance.

Les différentes hypothèses proposées semblent correctes au premier ordre, mais l'expérience *in operando* révèle que l'hypothèse H3 ne correspond pas à la réalité et expliquerait la différence entre le modèle de Frank et les observations réalisées.

## D. Conclusion

Ce chapitre avait pour objectif de répondre aux interrogations soulevées par l'application de la méthodologie expérimentale à la technologie étudiée. Par exemple, le comportement de la résistance ne correspondait pas à celui observé par [FRANK2011a]. De plus, la formation des îlots requérait une analyse approfondie.

Pour répondre à cet objectif, un plan expérimental a été défini. Il consiste en la répétition de l'essai de référence, l'augmentation de la densité de courant et le retrait de la passivation en vue de caractérisation EBSD.

La résistance est alors étudiée pour chacun des essais. Sur les trois essais supplémentaires, deux présentent un comportement similaire à l'essai de référence, l'autre se rapproche des résultats de Frank. La suite du chapitre a cherché à expliquer ces comportements.

La méthodologie est alors utilisée pour analyser les phénomènes dont l'observation est impossible par caractérisation *post-mortem*. Il est ainsi démontré que la modification des conditions de test préserve le mécanisme de dégradation. Le phénomène de guérison est ensuite étudié, mais aucun élément concret pour l'expliquer n'est déterminé. Le cas particulier des îlots de type B s'explique par la combinaison de l'effet réservoir et la migration du cuivre en provenance du TSV. Cependant, ce dernier mécanisme est lié à un problème de procédé.

Les résultats n'expliquant toujours pas les différences observées entre les essais, le rôle de la microstructure a alors été étudié. Les joints de grains et de macles contribuent clairement à définir le lieu de nucléation des cavités et influencent leur croissance et vitesse d'évolution. L'orientation cristalline des grains semble moins déterminante que pour les interconnexions du BEoL, mais une légère tendance est observée sur la résistance des grains {111} et la « faiblesse » des grains {001}. Ces différents facteurs cumulés suffisent probablement à expliquer les deux modes de croissance des cavités observés. L'étude de l'influence de l'orientation cristalline est toutefois complexe, du fait du peu d'essais et de la multitude de facteurs à considérer : taille et distribution des grains, géométrie du TSV, variation de l'épaisseur de la barrière TiN, concentration du courant, *etc.*

Enfin, le modèle de Frank est discuté. L'hypothèse sur l'isotropie de la croissance se base sur la géométrie du TSV et des dimensions de la ligne *sup*. Cependant, expérimentalement, il est observé que la croissance de la cavité se déroule « pas à pas ». Cette hypothèse est donc l'erreur principale qui explique l'écart entre le modèle de Frank et les observations de cette étude. La croissance logarithmique est obtenue avec un essai, qui ne semble pourtant pas présenter de microstructure particulière : nombreux grains au-dessus du TSV, présence des différentes orientations, *etc.*

Ce chapitre démontre ainsi clairement la pertinence de l'expérience *in operando* pour traquer des phénomènes. Cependant, la compréhension précise de ce mécanisme complexe de dégradation par électromigration nécessiterait de poursuivre les études.

La partie expérimentale de la méthodologie visant la caractérisation des futures technologies de l'intégration 3D est opérationnelle. L'étape suivante est la construction du modèle prédictif de la dégradation, à laquelle contribueront les résultats expérimentaux.



# Chapitre IV

## Premiers pas vers un modèle éléments finis, prédictif et multiphysique

---

<b>A. Cahier des charges et définition du modèle multiphysique .....</b>	<b>132</b>
A.I. Objectifs et limites .....	132
A.II. Détails du modèle multiphysique .....	133
A.II.1. Problème thermo-électrique .....	133
A.II.2. Problème d'électromigration .....	134
A.II.3. Problème mécanique .....	138
A.II.4. Conditions de nucléation .....	141
A.III. Synthèse du modèle .....	141
<b>B. Implémentation du modèle éléments finis .....</b>	<b>143</b>
B.I. Outils de simulation par éléments finis .....	143
B.I.1. Logiciel Forge .....	143
B.I.2. Logiciel COMSOL Multiphysics .....	143
B.II. Présentation de la méthodologie .....	143
B.III. Implémentation du modèle .....	144
B.III.1. Géométries et valeurs numériques utilisées .....	145
B.III.2. Étape 1 : couplage thermo-électrique .....	146
B.III.2.a. Équations .....	146
B.III.2.b. Données du problème .....	147
B.III.2.c. Résultats .....	149
B.III.3. Étape 2 : deux grains .....	150
B.III.3.a. Équations .....	150
B.III.3.b. Données du problème .....	150
B.III.3.c. Résultats .....	151
B.III.4. Étape 3 : rôle de la contrainte mécanique .....	152
B.III.4.a. Équations .....	152
B.III.4.b. Données du problème .....	153
B.III.4.c. Résultats .....	153
B.III.5. Étape 4 : passage à une structure complexe .....	155
B.III.5.a. Équations .....	155
B.III.5.b. Données du problème .....	155
B.III.5.c. Résultats .....	156
<b>C. Application au cas du TSV <i>last</i> haute densité .....</b>	<b>161</b>
C.I. Polarisation vers le haut .....	161
C.II. Polarisation vers le bas .....	163
<b>D. Conclusion .....</b>	<b>165</b>



Les deux chapitres précédents présentent le développement d'une méthode de caractérisation de la dégradation par électromigration des interconnexions 3D, puis valident son apport à la compréhension du phénomène. La détermination des facteurs clés de la dégradation contribue à établir un modèle prédictif de la défaillance pour les futures interconnexions 3D.

Les modèles numériques apportent un gain considérable en termes de temps et de coût lors du développement de technologies par rapport aux approches expérimentales. D'une part, l'analyse de la sensibilité aux paramètres (procédés, matériaux, dessin, *etc.*) est exhaustive, car elle ne nécessite pas la production des échantillons. D'autre part, les études de fiabilité, qui durent jusqu'à plusieurs mois, ne sont plus qu'éventuellement requises à titre de confirmation.

Ainsi, à la suite de l'étude expérimentale, il s'agit de mettre au point le modèle multiphysique prédictif.

La première partie de ce chapitre rappelle les objectifs du modèle physique et le détaille. Contrairement aux premiers travaux publiés [SHATZKES1986, KORHONEN1993], il n'existe pas de solutions analytiques pour des modèles physiques complets, du fait de la complexité des systèmes à résoudre. C'est une des raisons pour lesquelles l'implémentation et la résolution du modèle à l'aide d'une méthode basée sur les éléments finis est présentée en deuxième partie de chapitre. Enfin, le modèle sera appliqué dans une simulation de l'électromigration pour la technologie du TSV *last* haute densité afin de comparer les résultats numériques avec les données expérimentales.

## A. Cahier des charges et définition du modèle multiphysique

L'électromigration est un phénomène complexe à modéliser du fait des multiples problèmes physiques impliqués.

Cette partie détermine tout d'abord les objectifs de l'étude, puis détaille le modèle.

### A.1. Objectifs et limites

Avec le couplage de phénomènes électrique, thermique, mécanique et de diffusion, la notion de modèle multiphysique prend tout son sens.

Avec l'intégration d'un modèle prédictif dans son flux de design des produits, STMicroelectronics vise à optimiser la fiabilité des interconnexions 3D en minimisant le nombre d'échantillons à produire. Le développement de ce modèle présente donc un fort intérêt pour l'industriel. Cependant, alors que les travaux publiés actuellement sont issus d'améliorations apportées à des modèles dédiés aux interconnexions du BEoL, cette étude part sur de nouvelles bases. Dans le temps dédié, l'objectif n'est pas d'arriver à l'élaboration d'un modèle complet, mais plutôt de poser les premières pierres d'un futur modèle. La figure 4.1 expose un programme de développement en plusieurs étapes, dont la première est l'objet de ces travaux.

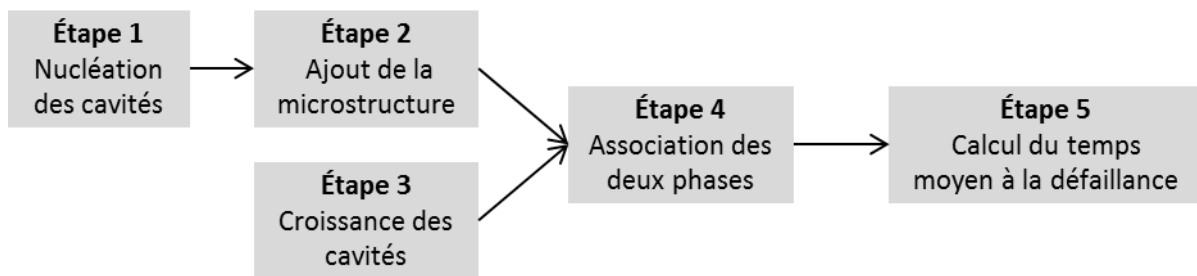


Figure 4.1 : étapes de développement du modèle prédictif

La dégradation par électromigration se déroule en deux phases : la nucléation des cavités puis leur croissance. La durée de cette seconde phase est prédominante. Cependant, il est justifié de se concentrer d'abord sur la première du fait de l'influence du lieu de formation des cavités sur la durée de vie.

Les chapitres précédents soulignent l'importance de la microstructure dans le mécanisme de dégradation, notamment pour son rôle dans la distribution des temps à la défaillance [HAUSCHILDT2005]. Un modèle complet doit donc inclure la microstructure, de préférence générée aléatoirement sur la base d'une distribution réaliste caractéristique de la technologie [CERIC2005, SUKHAREV2004]. Le niveau de complexité impose de repousser le développement de cette partie du modèle à une phase ultérieure.

Les tests de fiabilité visent à caractériser en termes de temps moyen à la défaillance (écart-type, etc.) une technologie et un jeu de paramètres. Un modèle prédictif doit donc proposer le même type d'analyse pour répondre pleinement au besoin. Logiquement, cette étape interviendra après avoir modélisé et développé complètement les deux phases de la dégradation.

La suite de cette partie établit le modèle multiphysique de la phase de nucléation des cavités (étape 1).

## A.II. Détails du modèle multiphysique

L'électromigration est un phénomène influencé par diverses contributions physiques. Le modèle présenté ci-dessous est basé sur l'analyse de la littérature.

La présentation du modèle suit la stratégie de résolution utilisée par certains logiciels de simulation (figure 4.2), à savoir la résolution du problème thermo-électrique, puis de la diffusion et enfin de la mécanique. Si la condition de nucléation n'est pas atteinte, la résolution recommence, sinon la simulation s'arrête ou passe à la phase de croissance.

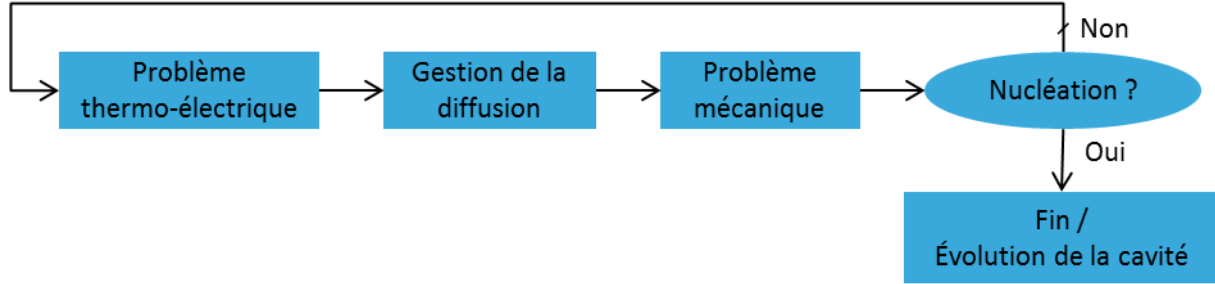


Figure 4.2 : schéma de la résolution du modèle

Les équations du modèle relatives aux différentes « briques » sont détaillées selon l'ordre établi à la figure 4.2.

### A.II.1. Problème thermo-électrique

L'injection d'un courant est le principal moteur de l'électromigration, il convient donc de débiter la présentation de ce modèle par la détermination du potentiel électrique.

Pour ce faire, la conservation des charges électriques est utilisée :

$$\vec{\nabla} \cdot \vec{j} = 0 \quad (4.1)$$

L'équation (4.1) est couplée avec la loi d'Ohm (équation (4.2)), qui modélise la réponse du matériau à un champ électrique.

$$\vec{j} = -\sigma_e \vec{\nabla} V \quad (4.2)$$

L'équation (4.3) est ainsi obtenue par combinaison des deux précédentes :

$$\vec{\nabla} \cdot (\sigma_e \vec{\nabla} V) = 0 \quad (4.3)$$

D'autre part, la détermination de la température s'appuie sur l'équation de la chaleur, à laquelle le terme source volumique dû à la dissipation par effet Joule est ajouté :

$$\vec{\nabla} \cdot (\sigma_T \vec{\nabla} T) = \rho_m c_p \frac{\partial T}{\partial t} - \sigma_e (\vec{\nabla} V)^2 \quad (4.4)$$

La thermo-dépendance de la conductivité électrique est approximée par la relation (4.5).

$$\sigma_e(T) = \frac{\sigma_e^0}{1 + \alpha_R(T - T_0)} \quad (4.5)$$



Avec  $\alpha_R$  le coefficient d'évolution de la résistance en fonction de la température,  $\sigma_e^0$  la conductivité électrique standard, à la température  $T_0$  de référence.

### A.II.2. **Problème d'électromigration**

Il est équivalent de penser en terme de déplacement d'atomes ou de lacunes. Afin de faciliter la réflexion et la comparaison avec l'expérience *in operando*, les grandeurs sont exprimées en fonction des lacunes.

Les concentrations et coefficients de diffusion lacunaires et atomiques sont reliés par la relation (4.6) [CLEMENT2001] :

$$C_v D_v = C_a D_a \quad (4.6)$$

$D_v$  et  $D_a$  sont, respectivement, le coefficient de diffusion des lacunes<sup>1</sup> et des atomes.

Selon la précision souhaitée, et donc la complexité du modèle, il est défini de différentes façons :

$$D_v = D_{v0} \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) \quad (4.7)$$

$$D_v(\sigma_H) = D_{v0} \exp\left(\frac{-E_a + \Omega\sigma_H}{kT}\right) \quad (4.8)$$

Une troisième possibilité considère la forme tensorielle du coefficient de diffusion,  $\mathbf{D}_v$ . Ses composantes,  $D_{ij}$ , sont calculées à partir de l'équation (4.8) pour une contrainte nulle et des tenseurs de « diffusion élastique »<sup>2</sup> et de déformations, dont les composantes sont respectivement  $d_{ijkl}$  et  $\epsilon_{kl}$ .

$$D_{ij} = D_v(0) \cdot \delta_{ij} + \sum_{ijkl} d_{ijkl} \cdot \epsilon_{kl} \quad (4.9)$$

Le cas (4.7) est utile dans une étape de développement d'un modèle qui ne prend pas encore en considération la mécanique, contrairement aux cas suivants (4.8) et (4.9). La version sous forme tensorielle (4.9) n'est pas utilisée dans notre modèle. Comme l'illustre la figure 4.3, le gain en précision est faible en regard de la complexité de la mise en œuvre.

Alors que pour une première version, seul le chemin de diffusion préférentiel est défini, une version ultérieure les considère tous, ou *a minima* les principaux. Deux possibilités s'offrent alors : donner les facteurs pré-exponentiels ( $D_0$ ) et énergie d'activation ( $E_a$ ) pour chacun des chemins [SUKHAREV2009], ou alors exprimer les chemins secondaires en fonction du chemin préférentiel [CACHO2007, SUKHAREV2007]. La première approche sera préférée, car plus réaliste et plus adaptée à l'étude sur la dégradation de l'influence des paramètres liés aux procédés de fabrication.

---

<sup>1</sup> L'indice  $v$  fait référence au terme anglais "*vacancy*" pour lacune.

<sup>2</sup> Le terme anglais utilisé est *elastodiffusion*.

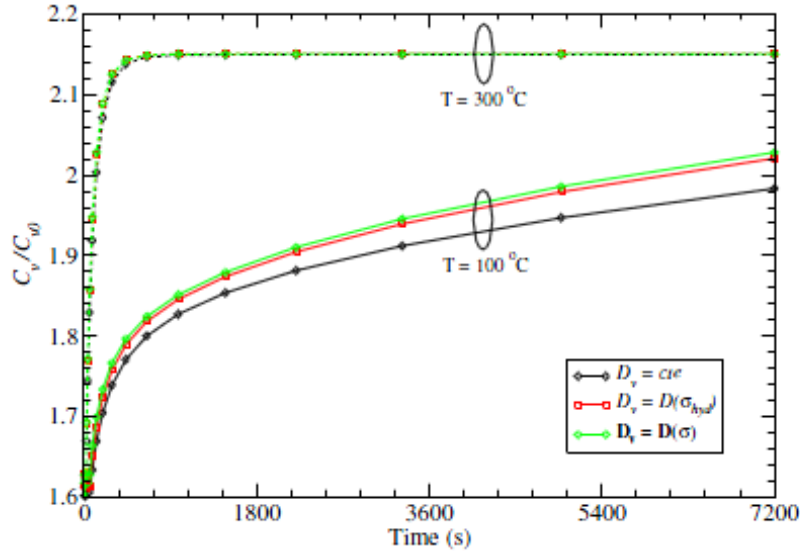


Figure 4.3 : comparaison à 100 °C et 300 °C de l'évolution temporelle de la concentration réduite de lacunes selon le calcul du coefficient de diffusion (constant, dépendant de la contrainte hydrostatique, dépendant du tenseur des déformations) [ORIO2010]

Le cœur du modèle est la gestion de la migration. Le flux total de lacunes  $\vec{J}_v$  est la somme de quatre contributions :

- $\vec{J}_c$ , induit par le gradient de concentration ;
- $\vec{J}_{em}$ , lié au gradient de potentiel électrique ;
- $\vec{J}_T$ , causé par le gradient de température ;
- $\vec{J}_s$ , induit par le gradient de contraintes mécaniques.

$$\vec{J}_v = \vec{J}_c + \vec{J}_{em} + \vec{J}_T + \vec{J}_s \quad (4.10)$$

$$\vec{J}_v = -D_v \left( \vec{\nabla} C_v + C_v \frac{|Z^* e|}{kT} \vec{\nabla} V - C_v \frac{Q^*}{kT^2} \vec{\nabla} T + \frac{f\Omega}{kT} C_v \vec{\nabla} \sigma_H \right) \quad (4.11)$$

$Z^*$  reflète l'environnement électronique, qui diffère selon le chemin de diffusion. Une unique valeur est pourtant toujours considérée dans les différents modèles. De plus, les valeurs indiquées dans la littérature varient de plus d'un facteur 2, comme l'illustre le tableau 4.1. Le signe positif ou négatif n'importe pas du fait de la valeur absolue, et certains auteurs sont susceptibles d'avoir inscrit la valeur positive en considérant implicitement que le signe n'a pas d'intérêt. Si Ceric donne la source de sa valeur [LODDER1998], celle-ci est calculée à une température proche de la température de fusion (90 %, soit environ 1200 K) pour des matériaux massifs.

Tableau 4.1 : valeurs de  $Z^*$  trouvées dans la littérature

Référence	[CERIC2011]	[PATHAK2011]	[SUKHAREV2007]	[TAN2006]
Valeur de $Z^*$	-5	4	6,4	10

Dans l'équation (4.11), le flux total de lacunes et le flux partiel lié au gradient de température sont orientés dans le même sens, mais l'opposé est trouvé dans d'autres publications [TAN2006, CACHO2007]. [PATHAK2011] indique le gradient dans le même sens qu'Orio, mais avec un paramètre  $Q^*$ , la chaleur de transport, de signe opposé. La figure 4.4

illustre l'explication de ce paramètre. Il s'agit d'une partie de l'excédent d'énergie que possède un atome qui échange sa position avec une lacune [GUIRALDENQ1994].

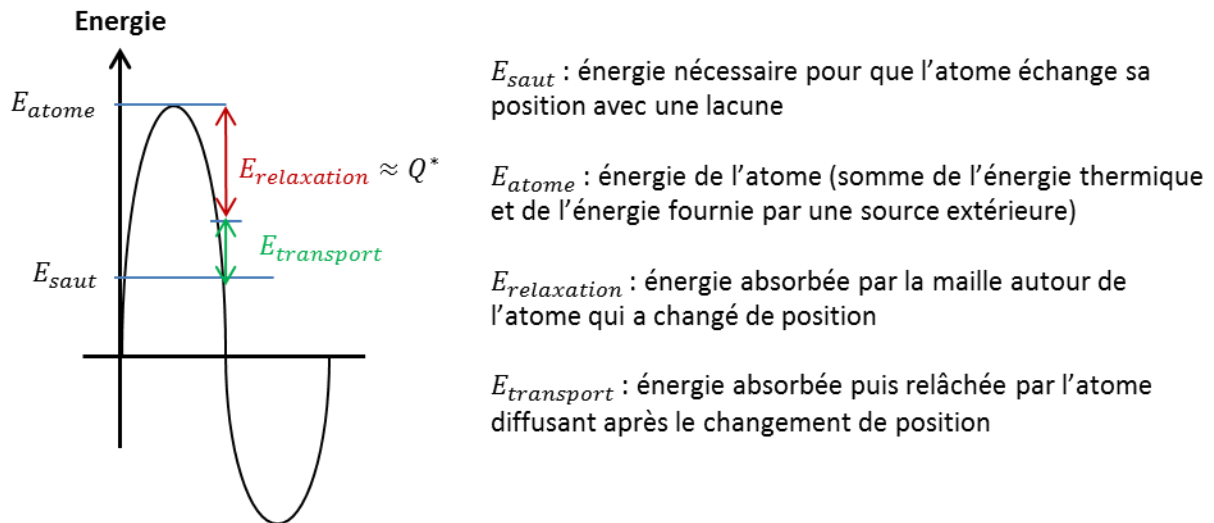


Figure 4.4 : illustration explicative de la chaleur de transport

L'écart entre les valeurs est encore plus marqué que pour  $Z^*$  (tableau 4.2). Des travaux expérimentaux mesurent le déplacement d'ilots de matière en surface d'un substrat dans lequel est créé un gradient de température. Les résultats se contredisent sur le signe de  $Q^*$  selon les études [ICHINOKAWA1993, ALLNATT1967].

Tableau 4.2 : valeurs de  $Q^*$  trouvées dans la littérature

Référence	[CERIC2011]	[PATHAK2011]	[TAN2006]
Valeur de $Q^*$ (eV)	0,075	-0,087	0,17

Pour résoudre ce problème, à l'instar de [SUKHAREV2007], certaines équipes décident de supprimer ce terme de l'équation du flux de lacunes. Cette approche se justifie par le fait que l'écart de température dans la ligne est généralement inférieur à 10 K.

La figure 4.5 illustre la contribution des flux partiels de lacunes.  $\vec{J}_{em}$  est dans le sens du courant. Ceux induits par les gradients de concentration et de contraintes mécaniques s'y opposent (en l'absence de contraintes mécaniques initiales). Compte tenu des discussions sur le signe de  $Q^*$ , sa contribution n'est pas représentée.

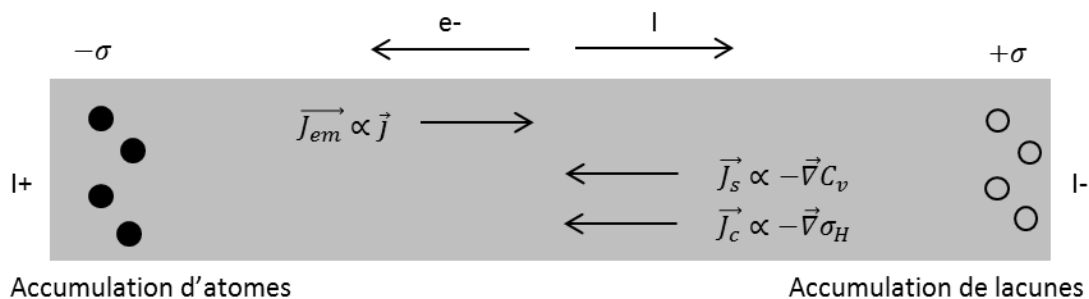


Figure 4.5 : illustration des contributions des flux partiels

Afin de décrire l'évolution temporelle de la concentration de lacunes, il faut coupler l'expression des flux à l'équation de continuité (4.12). Cette équation comporte deux

« moteurs » : la divergence de flux et le phénomène de production ou d'annihilation de lacunes.

$$\frac{\partial C_v}{\partial t} = -\vec{\nabla} \cdot (\vec{J}_v) + G \quad (4.12)$$

Comme expliqué dans les chapitres précédents, la divergence de flux est induite par les changements de matériaux ou de sections, les joints de grain, *etc.*

Le terme source,  $G$ , représente la génération ou l'annihilation de lacunes dans le matériau. Ce processus est indispensable au maintien de l'équilibre mécanique du système. Il est donc surprenant que certains auteurs le considèrent comme nul [CHEN2010], à l'exception des premiers modèles qui cherchaient à simplifier le problème [KORHONEN1993]. Cependant, le terme source n'est actif qu'à proximité de sources ou de puits de lacunes, tels que les joints de grains, interfaces et surfaces libres [SUKHAREV2007, GARIKIPATI2001]. Le modèle doit donc être résolu avec le système d'équation (4.11) et (4.12) dans le volume et aux interfaces<sup>1</sup>.

Aux interfaces, le terme source est défini par la relation (4.13). Si la mécanique n'est pas implémentée ou prise en compte, le terme source simplifié est alors donné par la relation (4.14).

$$G = -\frac{C_v - C_{veq}}{\tau} \quad (4.13)$$

$$G_s = -\frac{C_v - C_{v0}}{\tau} \quad (4.14)$$

Le terme  $C_{v0}$  est la concentration de lacunes initiale.  $C_{veq}$  est le terme de concentration de lacunes à l'équilibre mécanique, défini par la relation (4.15), qui se réduit à  $C_{v0}$  en l'absence de la mécanique.

$$C_{veq} = C_{v0} \exp\left(\frac{\Omega \sigma_H}{kT}\right) \quad (4.15)$$

Avec le paramètre temps de relaxation,  $\tau$ , le modèle se heurte encore à la difficulté d'utiliser une valeur fiable. Celles utilisées dans la bibliographie varient d'un facteur mille selon les études. Par exemple [CACHO2008] utilise une valeur de 1 ms, quand elle est de 1 s pour [ORIO2010].

[SUKHAREV2007] introduit la notion d'atomes plaqués (*plated atoms*), qui à l'instar des lacunes sont générés ou annihilés à proximité des interfaces (joints de grains, *etc.*), mais ne migrent pas. L'évolution de la concentration de ces atomes est alors donnée par une équation similaire à l'équation (4.12), mais pour laquelle le terme de divergence est nul. Pour ne pas complexifier le modèle outre-mesure, dans un premier temps en tout cas, les atomes plaqués ne sont pas pris en compte.

---

<sup>1</sup> Le terme interface est ici un abus de langage et englobe les interfaces, les surfaces libres et les joints de grain.

Le cœur du modèle d'électromigration, à savoir la gestion de la diffusion, a été exposé. Il se compose d'un système de deux équations : le flux total de lacunes et l'équation de continuité. Le terme source qui gère la production ou l'annihilation de lacunes aux interfaces est également introduit. La prochaine et dernière partie, avant la vérification de la condition de nucléation, expose la mécanique.

### A.II.3. *Problème mécanique*

Le gradient de contraintes mécaniques intervient dans le calcul du flux de lacunes, mais également pour déterminer la nucléation de la cavité. Cette partie du modèle est donc capitale.

L'objectif est de déterminer le tenseur des contraintes mécaniques, qui est modélisé dans un premier temps par un comportement purement élastique, à l'aide de la loi de Hooke.

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C}\boldsymbol{\epsilon}^{el} \quad (4.16)$$

Avec  $\boldsymbol{\sigma}$  le tenseur des contraintes mécaniques et  $\boldsymbol{\epsilon}^{el}$  la déformation élastique.

En négligeant les forces volumiques et les forces d'inertie, l'équilibre mécanique se traduit par les équations suivantes :

$$\sum_{i=1}^{i=3} \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_i} = 0, \quad j = \{1; 2; 3\} \quad (4.17)$$

La déformation élastique,  $\boldsymbol{\epsilon}^{el}$ , est calculée à partir de l'équation (4.18), qui exprime la déformation totale,  $\boldsymbol{\epsilon}$ . Celle-ci est la somme des déformations élastiques, thermiques,  $\boldsymbol{\epsilon}^{th}$ , et induites par l'électromigration,  $\boldsymbol{\epsilon}^{em}$ .

$$\boldsymbol{\epsilon} = \boldsymbol{\epsilon}^{el} + \boldsymbol{\epsilon}^{th} + \boldsymbol{\epsilon}^{em} \quad (4.18)$$

Par ailleurs, sous l'hypothèse des petites déformations, les composantes du tenseur de la déformation totale sont obtenues par :

$$\epsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right), \quad i, j \in \{1; 2; 3\} \quad (4.19)$$

Avec  $x_i$ , les composantes du repère orthonormé dans lequel est résolu le système, et  $u_i$  les composantes du tenseur des champs de déplacements.

La déformation thermique, donnée par l'équation (4.20), a pour origine la dilatation des matériaux avec l'évolution de la température par rapport à une température de référence,  $T_R$ .

$$\boldsymbol{\epsilon}^{th} = \alpha(T - T_R) \cdot \mathbf{I} \quad (4.20)$$

Où  $\mathbf{I}$  représente la matrice identité et  $\alpha$  le coefficient de dilatation thermique.

Par ailleurs, en considérant les lacunes comme des entités de dimension inférieure à celle des atomes, l'évolution de la concentration de lacunes dans un élément de volume élémentaire génère une déformation. Les deux mécanismes (génération de lacunes et migration) qui participent à l'évolution temporelle de la concentration de lacunes contribuent à la déformation (équation (4.12)).

La déformation totale induite par l'électromigration est la somme des deux contributions, avec les exposants  $m$  et  $g$  référant respectivement à la migration et à la génération (ou annihilation) de lacunes.

$$\epsilon^v = \epsilon^m + \epsilon^g \quad (4.21)$$

En considérant uniquement la contribution de la divergence de flux, l'équation de continuité se réduit à :

$$\frac{\partial C_v}{\partial t} = -\vec{\nabla} \cdot (\vec{J}_v) \quad (4.22)$$

Dans un cristal parfait, le remplacement d'un atome par une lacune cause un changement de volume égal à la différence de volumes des deux entités.

$$\Delta\vartheta = \Omega_v - \Omega \quad (4.23)$$

Cette relation est appliquée au cas de  $n$  remplacements,

$$\Delta\vartheta = n(\Omega_v - \Omega) \quad (4.24)$$

En divisant l'ensemble par le volume initial, la variation de volume relative en fonction de la variation de concentration de lacunes est obtenue :

$$\frac{\Delta\vartheta}{\vartheta} = \Delta C_v (\Omega_v - \Omega) \quad (4.25)$$

Or, la déformation volumique est définie par la relation

$$\frac{\Delta\vartheta}{\vartheta} = 3\epsilon \quad (4.26)$$

En appliquant cette relation à l'équation (4.25) et en dérivant par rapport au temps, la relation entre la dérivée temporelle de la déformation liée à la migration et la dérivée temporelle de la concentration de lacunes est obtenue :

$$\frac{\partial \epsilon^m}{\partial t} = \frac{1}{3} (\Omega_v - \Omega) \frac{\partial C_v}{\partial t} \quad (4.27)$$

D'après (4.15) et (4.20), les composantes des tenseurs de vitesse de déformation due à la migration sont données par :

$$\frac{\partial \epsilon_{ij}^m}{\partial t} = \frac{1}{3} (1 - f) \Omega \vec{\nabla} \cdot (\vec{J}_v) \delta_{ij} \quad (4.28)$$

Avec  $\delta_{ij}$  le symbole de Krönecker et  $f$  le rapport entre le volume des lacunes et celui des atomes.

$$f = \frac{\Omega_v}{\Omega} \quad (4.29)$$

De manière similaire, en considérant uniquement un processus de génération ou annihilation de lacunes au niveau des interfaces, l'équation de continuité se simplifie :

$$\frac{\partial C_v}{\partial t} = G \quad (4.30)$$

L'évolution du volume est donnée par l'ajout ou la suppression du volume de  $n$  lacunes :

$$\Delta \vartheta = \pm n \Omega_v \quad (4.31)$$

D'où la relation du changement relatif de volume :

$$\frac{\Delta \vartheta}{\vartheta} = \pm f \Omega \Delta C_v \quad (4.32)$$

D'après (4.26) et (4.32), les composantes de la vitesse de déformation induite par génération/annihilation de lacunes sont données par :

$$\frac{\partial \epsilon_{ij}^G}{\partial t} = + \frac{1}{3} \Omega f G \delta_{ij} \quad (4.33)$$

Le signe de l'équation dépend du mécanisme considéré. Il est à ce titre inclus dans le terme source ( $G$ ), qui est positif pour la génération de lacunes, négatif pour l'annihilation.

D'après les équations (4.21), (4.28) et (4.33), les composants de la dérivée de la déformation totale induite par l'électromigration sont alors au niveau des interfaces [CERIC2006] :

$$\frac{\partial \epsilon_{ij}^v}{\partial t} = \frac{1}{3} \Omega [(1-f) \vec{\nabla} \cdot (\vec{J}_v) + f G] \delta_{ij} \quad (4.34)$$

La partie mécanique vient d'être détaillée. Elle est constituée des déformations élastique, thermique et induite par l'électromigration due à la différence de volume entre les atomes et les lacunes.

Selon la stratégie de résolution présentée, après le calcul de la mécanique vient la vérification de la condition de nucléation.

#### A.II.4. Conditions de nucléation

Les conditions de nucléation sont discutées dans la partie B.I.6 du chapitre I. Celle choisie se définit en fonction d'un niveau de contrainte hydrostatique critique [CLEMENS1997]. [CACHO2007] utilise une valeur de 40 Mpa. Elle détermine l'arrêt de la simulation ou le passage à la phase de croissance des cavités. Pour les modèles utilisant la concentration de lacunes comme critère de défaillance, une augmentation arbitraire de 10 % est généralement utilisée [DALLEAU2001].

Ainsi, le modèle physique de l'électromigration est détaillé et la condition de fin est explicitée.

#### A.III. Synthèse du modèle

Le modèle qui vient d'être présenté, avec plusieurs variations suivant la précision souhaitée est résumé par les équations suivantes, qui seront utilisées dans notre cas.

La partie thermo-électrique est résolue par :

$$\vec{\nabla} \cdot (\sigma_e \vec{\nabla} V) = 0 \quad (4.35)$$

$$\vec{\nabla} \cdot (\sigma_T \vec{\nabla} T) = \rho_m c \frac{\partial T}{\partial t} - \sigma_e (\vec{\nabla} V)^2 \quad (4.36)$$

Avec

$$\sigma_i(T) = \frac{\sigma_i^0}{1 + \alpha_R(T - T_0)}, i = \{e, T\} \quad (4.37)$$

Les équations du problème de diffusion sont :

$$\vec{J}_v = -D_v \left( \vec{\nabla} C_v + C_v \frac{|Z^* e|}{kT} \vec{\nabla} V - C_v \frac{Q^*}{kT^2} \vec{\nabla} T + \frac{f\Omega}{kT} C_v \vec{\nabla} \sigma_H \right) \quad (4.38)$$

$$\frac{\partial C_v}{\partial t} = -\vec{\nabla} \cdot (\vec{J}_v) + G \quad (4.39)$$

Avec

$$D_v = D_{v0} \exp\left(\frac{-E_a + \Omega \sigma_H}{kT}\right) \quad (4.40)$$

Ensuite, la partie mécanique est résolue.

D'une part, la matrice de la déformation induite par la variation de la concentration de lacunes est diagonale. Ses termes valent :

$$\frac{\partial \epsilon_{ij}^v}{\partial t} = \frac{1}{3} \Omega \left( (1 - f) \vec{\nabla} \cdot (\vec{J}_v) + f G \right) \delta_{ij} \quad (4.41)$$

D'autre part, la déformation de la ligne est déterminée par le système :



$$\epsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right), i, j \in \{1; 2; 3\} \quad (4.42)$$

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathcal{C}(\boldsymbol{\epsilon} - \boldsymbol{\epsilon}^{th} - \boldsymbol{\epsilon}^v) \quad (4.43)$$

$$\vec{\nabla} \cdot \boldsymbol{\sigma} = 0 \quad (4.44)$$

Lorsque la nucléation est atteinte, c'est-à-dire que la contrainte hydrostatique atteint une valeur de 40 Mpa, la phase de nucléation est terminée.

Cette première partie a présenté les objectifs du modèle, à savoir définir les équations de toutes les contributions qui influencent la phase de nucléation des cavités, à l'exception de la microstructure. Le modèle multiphysique a ensuite été établi. Il est constitué de trois parties : le problème thermo-électrique, la gestion de la migration et le calcul des contraintes mécaniques. Il ressort de l'étude que les paramètres des équations du flux de lacunes et de continuité sont difficiles à déterminer expérimentalement et que les valeurs choisies dans la littérature varient d'un facteur dix. Un terme source équilibre la concentration de lacunes aux interfaces en fonction du niveau de la contrainte mécanique.

La prochaine partie détaille la méthodologie suivie pour implémenter le modèle pour sa résolution.

## B. Implémentation du modèle éléments finis

Du fait de sa complexité, il est nécessaire de recourir à la simulation numérique pour résoudre le modèle présenté à la partie précédente. Son implémentation sur la base d'un logiciel de simulation par éléments finis adéquat est donc nécessaire.

Cette partie présente tout d'abord les outils numériques utilisés. Ensuite, la méthodologie suivie pour l'implémentation du modèle est expliquée puis mise en application dans la dernière partie.

### B.I. Outils de simulation par éléments finis

Parmi les outils de résolution numérique de modèles complexes, le choix s'est porté sur la méthode des éléments finis.

L'implémentation du modèle est réalisée en parallèle sur deux logiciels de simulation Forge 3D et COMSOL Multiphysics.

#### B.I.1. *Logiciel Forge*

Forge 3D (nouvellement Forge® NXT), logiciel phare de la société TRANSVALOR, est développé par le CEMEF. Il s'agit d'un outil de simulation 3D pour reproduire notamment les procédés de forgeage à chaud, par exemple pour les domaines de l'automobile, de l'aéronautique ou de l'énergie [TRANSVALOR].

Comme le CEMEF possède sa propre version du code source, ce logiciel est utilisé avec comme objectif d'avoir un modèle entièrement personnalisable.

#### B.I.2. *Logiciel COMSOL Multiphysics*

COMSOL Multiphysics est un logiciel commercialisé par la société COMSOL, basé sur des méthodes numériques avancées, pour la modélisation et la simulation de problèmes physiques [COMSOL2014].

Ce logiciel est plus direct d'utilisation, ce qui explique son utilisation. Il est disponible dans sa version 4.4 au CEA Leti.

La prochaine partie est consacrée à la description de la méthodologie suivie pour implémenter le modèle sur ces deux logiciels.

### B.II. Présentation de la méthodologie

La méthodologie choisie pour construire le modèle est de procéder pas à pas, en complexifiant le modèle après avoir validé chaque étape par comparaison avec des résultats expérimentaux ou issus de la littérature.

Pour construire son modèle de nucléation des cavités dans les interconnexions du BEoL, [ORIO2010] suit cette démarche, dont les six étapes sont résumées dans le tableau 4.3.

À la première étape, il considère l'équation de continuité sans le terme source. De plus, les contributions du gradient thermique et gradient de contraintes mécaniques ne sont pas modélisées. À l'étape suivante, il considère deux grains et ajoute une version simplifiée du terme source. La troisième étape est appliquée de nouveau sur une ligne simple. La

mécanique est ajoutée et le terme source corrigé. L'équation du flux de lacunes est constituée des quatre contributions. L'étape suivante modifie la structure pour considérer une interconnexion double-damascène du BEOI. Le système n'est alors plus composé uniquement du cuivre, mais de l'ensemble des matériaux. L'effet de la contrainte hydrostatique sur le coefficient de diffusion est également ajouté. En avant-dernière étape, Orio considère désormais l'ensemble des chemins de conduction. Enfin, la microstructure est modélisée.

Tableau 4.3 : tableau récapitulatif des étapes suivies par [ORIO2010] pour implémenter son modèle

Géométrie		Particularité	Équations de flux
1	Ligne	Pas de terme source. Absence de la mécanique.	$\vec{J}_v = \vec{J}_{em} + \vec{J}_c$ $\frac{\partial C_v}{\partial t} = -\vec{\nabla} \cdot (\vec{J}_v)$
2	2 grains	Continuité entre les grains et ajout d'un terme source simplifié	$\vec{J}_v = \vec{J}_{em} + \vec{J}_c$ $\frac{\partial C_v}{\partial t} = -\vec{\nabla} \cdot (\vec{J}_v) + G_0$
3	Ligne	Ajout de la mécanique et du terme source conventionnel	$\vec{J}_v = \vec{J}_{em} + \vec{J}_c + \vec{J}_T + \vec{J}_s$ $\frac{\partial C_v}{\partial t} = -\vec{\nabla} \cdot (\vec{J}_v) + G$
4	M2-V1-M1	Effet de la mécanique sur le coefficient de diffusion	Idem
5	M2-V1-M1	Ajout des différents chemins de conduction	Idem
6	M2-V1-M1	Ajout de la microstructure	Idem

D'après les objectifs définis en début de chapitre, la méthodologie d'Orio est suivie jusqu'à la quatrième étape. La cinquième étape n'a pas pu être atteinte par manque de temps. Le modèle est ensuite appliqué au cas du TSV, pour lequel les données expérimentales sont utilisées pour validation.

La suite de ce chapitre applique cette méthodologie pour implémenter le modèle.

### B.III. Implémentation du modèle

La résolution numérique par des logiciels de simulation requiert la retranscription des équations physiques dans un langage adapté. Pour COMSOL Multiphysics, il s'agit d'écrire une série d'équations aux dérivées partielles selon une référence proposée par le logiciel. Dans le cas de Forge, le développement s'est appuyé sur les solveurs mécaniques et thermiques existants, auxquels ont été ajoutés un solveur pour le problème électrique et un pour la diffusion. Ces différentes contributions sont reliées par un couplage faible.

Cette partie se concentre sur les différentes étapes et leur validation plutôt que sur la réalisation technique de l'implémentation.

Tout d'abord, les géométries et paramètres physiques utilisés lors des différentes étapes sont précisés. Ensuite, les quatre étapes de construction du modèle sont détaillées et validées par comparaison avec des résultats issus de la littérature.

### B.III.1. Géométries et valeurs numériques utilisées

La construction pas à pas concerne aussi bien le niveau de complexité grandissant des équations physiques que l'évolution des géométries de test. Ainsi, trois structures sont utilisées pour suivre la méthodologie (figure 4.6).

La première est une ligne de cuivre, de section  $200\text{ nm} \times 200\text{ nm}$  et de longueur  $50\text{ }\mu\text{m}$  (figure 4.6-a). Elle est utilisée pour poser les bases du modèle en évitant tout problème lié à la géométrie. La deuxième est composée de deux lignes de cuivre accolées, identiques à la première (figure 4.6-b). Elle modélise un début de microstructure. La dernière est une interconnexion double-damascène du BEOl avec les lignes M1 et M2 en cuivre, mais également la barrière Ta, le diélectrique SIOCH et la passivation SiN (figure 4.6-c). Cette structure est utilisée pour vérifier que les contraintes liées à la géométrie sont bien calculées en comparant les résultats avec ceux d'Orio.

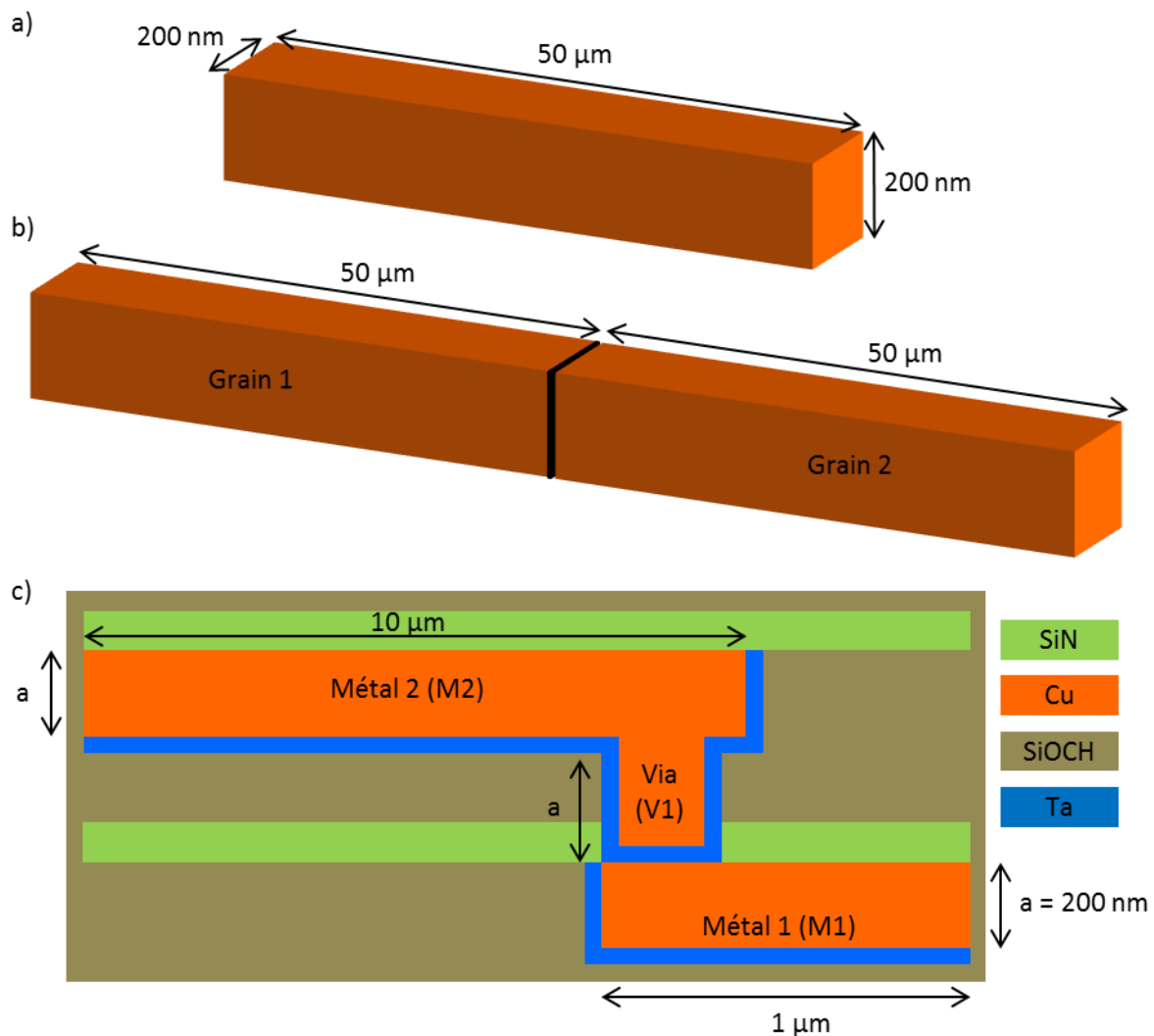


Figure 4.6 : présentation des géométries utilisées pour le modèle a) ligne simple, b) 2 grains, c) M2-V1-M1

Les dimensions de la troisième structure sont reportées dans le tableau 4.4.

Tableau 4.4 : dimensions des structures

	M2	V1	M1
Section	200 nm x 96 nm	96 nm x 96 nm	200 nm x 96 nm
Longueur/hauteur	10 $\mu\text{m}$	200 nm	1 $\mu\text{m}$
Débord	50 nm	-	10 nm
Épaisseur barrière (fonds de ligne)	22 nm	22 nm	22 nm
Épaisseur barrière (flancs)	10 nm	10 nm	10 nm
Épaisseur passivation	40 nm	-	40 nm

Sauf indications contraires, les valeurs données dans les tableaux ci-dessous sont utilisées pour cette partie modélisation. La nomenclature est indiquée en début de chapitre.

Tableau 4.5 : paramètres thermoélectriques et mécaniques des matériaux [ORIO2010]

Paramètre	Unités	Cu	Ta	SiN	SiCOH
$\sigma_{e0}$	$S.m^{-1}$	$4,0.10^7$	$3,3.10^5$	n.a	n.a
$\alpha_R$	$K^{-1}$	$4,3.10^{-3}$	0	0	0
$\sigma_{T0}$	$W.m^{-1}.K^{-1}$	$3,79.10^2$	$5,37.10^1$	$8,0.10^{-1}$	$3,5.10^{-1}$
$\rho_m$	$kg.m^{-3}$	$8,920.10^3$	$1,669.10^4$	$3,100.10^3$	$2,200.10^3$
$c_p$	$J.kg^{-1}.K^{-1}$	$3,85.10^2$	$1,40.10^2$	$1,70.10^2$	$1,00.10^3$
$E$	GPa	$1,30.10^2$	$1,86.10^2$	$2,65.10^2$	$9,2.10^1$
$\nu$	Sans unité	$3,4.10^{-1}$	$3,5.10^{-1}$	$2,7.10^{-1}$	$1,6.10^{-1}$
$\alpha_T$	$K^{-1}$	$1,65.10^{-5}$	$6,50.10^{-6}$	$1,50.10^{-6}$	$6,8.10^{-7}$

Tableau 4.6 : paramètres des équations de l'évolution des lacunes [ORIO2010]

Paramètre	Unités	Cu
$D_{v0}$	$m^2.s^{-1}$	$5,2.10^{-5}$
$E_a$	eV	0,89
$Z^*$	Sans unité	-5,0
$Q^*$	J	$1,2.10^{-20}$
$f$	Sans unité	0,4
$\Omega$	$m^3$	$1,18.10^{-17}$
$C_{v0}$	$m^3$	$1,0.10^{22}$
$\tau$	Sans unité	1,0

Après cette présentation des géométries et des valeurs numériques des différents paramètres, la suite de ce chapitre détaille les quatre étapes successives d'implémentation du modèle.

### B.III.2. Étape 1 : couplage thermo-électrique

La densité de courant est à l'origine du phénomène d'électromigration, elle est donc la première « force » à considérer. Afin de valider le modèle par des résultats analytiques, tels que ceux de Shatzkes et Lloyd [SHATZKES1986], Orio a ajouté la force de retour.

Pour les quatre étapes, dans un premier temps les équations sont présentées. Ensuite, les données du problème, c'est-à-dire la géométrie utilisée, les conditions initiales et les conditions aux limites, sont détaillées. En dernière partie, les résultats sont expliqués.

#### B.III.2.a. Équations

Avec les deux contributions, le flux total de lacunes est obtenu par l'équation (4.45). Par souci de simplification, l'équation de continuité n'inclut pas de terme source (équation (4.46)) et la mécanique est entièrement désactivée.

$$\vec{J}_v = -D_v \left( \vec{\nabla} C_v + C_v \frac{|Z^* e|}{kT} \vec{\nabla} V \right) \quad (4.45)$$

$$\frac{\partial C_v}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\vec{J}_v) = 0 \quad (4.46)$$

### B.III.2.b. Données du problème

La géométrie utilisée pour ce premier cas est la ligne unique, définie par (figure 4.7) :

- un volume  $\mathcal{V}$ ,
- une enveloppe<sup>1</sup>  $\mathcal{S}_{lat}$ ,
- une orientation suivant l'axe  $x$  et de section transversale dans le plan  $(yz)$ ,
- des surfaces d'entrée du courant  $\mathcal{S}_1$  en  $x = 0$  et de sortie  $\mathcal{S}_2$  en  $x = L$ ,
- une surface totale  $\mathcal{S} = \mathcal{S}_{lat} + \mathcal{S}_1 + \mathcal{S}_2$ .

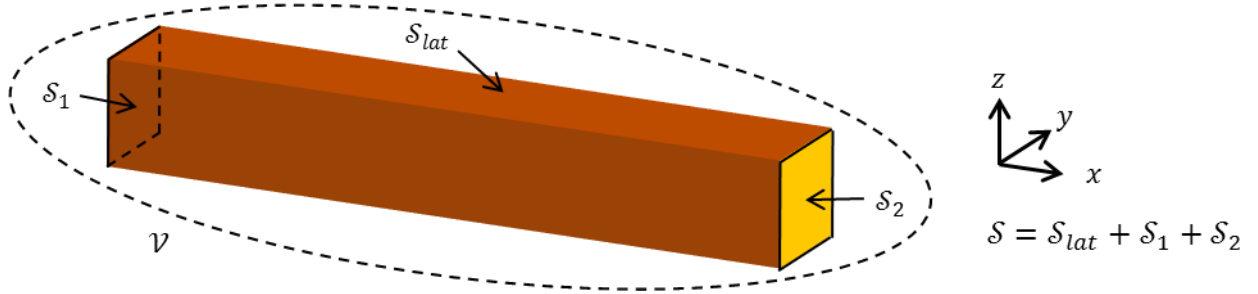


Figure 4.7 : définition de la structure de test

Initialement, les températures de test, extérieure et de la structure sont identiques et valent 300 °C. Dans ce premier cas d'étude, la température reste constante dans le temps.

$$\forall (x; y; z) \in \mathcal{V}, \forall t \in \mathbb{R}^+, T(x, y, z; t) = T_{test} = T_{ext} \quad (4.47)$$

Une densité de courant de 2 MA/cm<sup>2</sup> est imposée. Pour Forge, cette condition nécessite de placer des outils en contact des surfaces d'entrée ( $\mathcal{S}_1$ ) et de sortie ( $\mathcal{S}_2$ ), comme l'illustre la figure 4.8. Dans le cas de COMSOL Multiphysics, le logiciel impose une tension en entrée, qu'il fait varier avec la résistance pour maintenir une densité de courant à la valeur souhaitée.

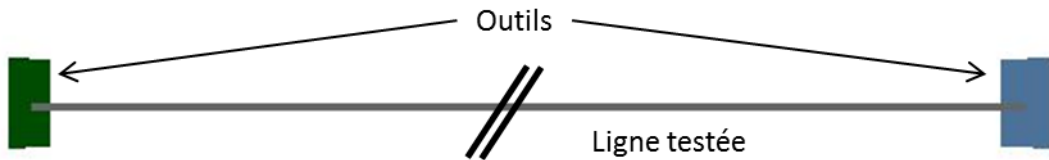


Figure 4.8 : mise en donnée d'un cas d'électromigration sur une ligne simple avec l'utilisation d'outils pour injecter le courant dans la structure

Par ailleurs, la structure de test est parfaitement isolée électriquement sur les surfaces latérales. Le courant entrant est donc strictement égal au courant sortant, et le courant perpendiculaire aux faces latérales est nul.

<sup>1</sup> Surface extérieure privée des surfaces d'entrée et de sortie

Les conditions aux limites électriques sont définies par les équations (4.48) et (4.49) puis illustrées à la figure 4.9.

$$\forall (y; z) \in \mathcal{S}_1 \cup \mathcal{S}_2, \text{ si } x \in \{0; L\}, \text{ alors } \vec{j} = j_0 \vec{x} \quad (4.48)$$

$$\forall (y, z) \in \mathcal{S}_{lat}, \text{ si } x \in ]0; L[, \text{ alors } \vec{j} \cdot \vec{n} = 0 \quad (4.49)$$

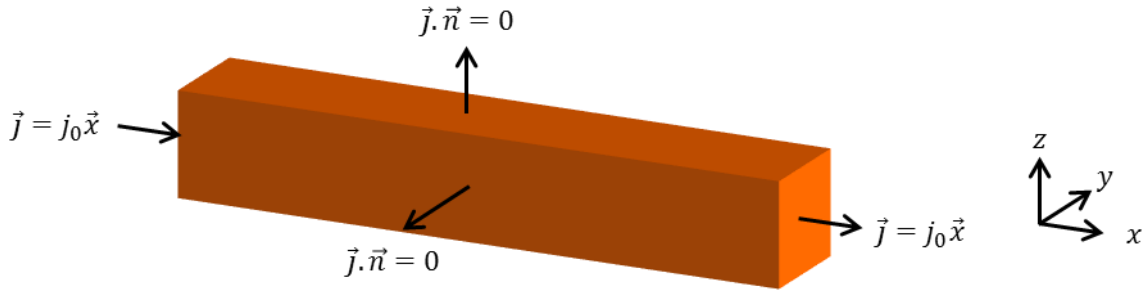


Figure 4.9 : conditions aux limites du problème électrique pour la ligne de cuivre

La concentration initiale de lacunes,  $C_{v0}$ , est homogène dans le cuivre.

$$\forall (x; y; z) \in \mathcal{V}, C_v(x, y, z; t = 0) = C_{v0} \quad (4.50)$$

Pour correspondre aux structures expérimentales pour lesquelles les plots bloquent la diffusion aux extrémités des lignes de test, les flux de lacunes entrant et sortant sont nuls. Cette condition est désignée sous l'appellation de frontières bloquantes. Le flux de lacunes normal à  $\mathcal{S}_{lat}$  est nul (figure 4.10).

$$\forall (x, y, z) \in \mathcal{S}_1 \cup \mathcal{S}_2, \vec{J}_v(x, y, z) = \vec{0} \quad (4.51)$$

$$\forall (x, y, z) \in \mathcal{S}_{lat}, \vec{J}_v(x, y, z) \cdot \vec{n} = 0 \quad (4.52)$$

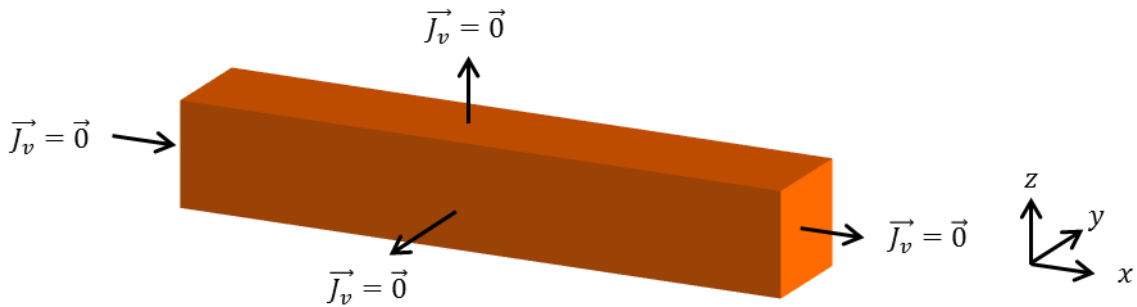


Figure 4.10 : conditions aux limites pour la diffusion sur la ligne de cuivre

Une autre possibilité serait d'avoir des flux constants, pour refléter la connexion de la ligne à un réservoir de matière.

Comme tous les éléments de la simulation sont en place, les résultats sont présentés ci-dessous.

### B.III.2.c. Résultats

La figure 4.11 représente le profil de concentration réduite de lacunes<sup>1</sup> le long de la ligne à différents instants (10 s, 100 s, 300 s et 3300 s) pour la solution analytique (indexée par un A) et les résultats simulés sur Forge (indexés par un F). Comme pour [ORIO2010], les deux courbes se superposent parfaitement.

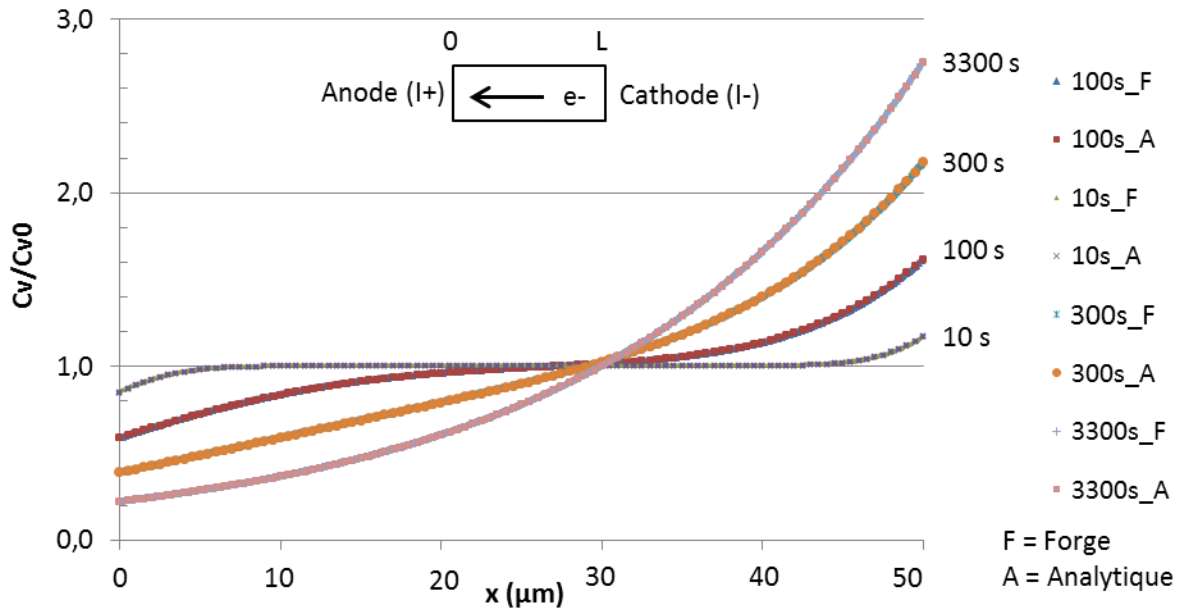


Figure 4.11 : profils de concentration de lacunes réduite le long de la ligne obtenus par simulation Forge et avec le modèle de [SHATZKES1986], à 10 s, 100 s, 300 s et 3300 s

La figure 4.12 trace la courbe obtenue avec COMSOL Multiphysics. Les résultats sont identiques.

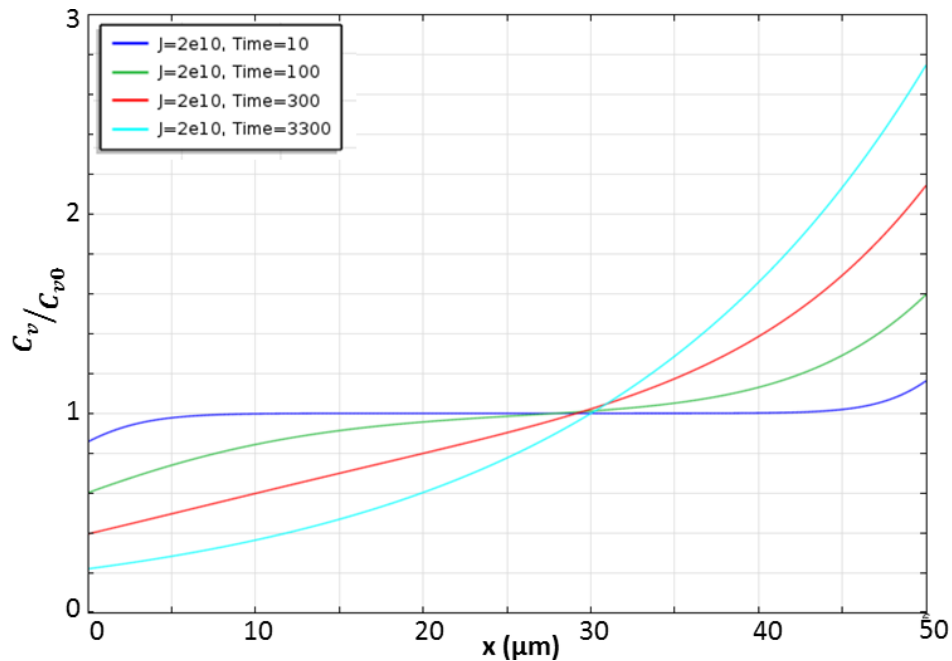


Figure 4.12 : profils de concentration de lacunes réduite le long de la ligne obtenus par simulation COMSOL Multiphysics à 10 s, 100 s, 300 s et 3300 s

<sup>1</sup> Rapport de la concentration de lacunes sur leur concentration initiale



Les deux figures mettent en évidence l'accumulation de lacunes à la cathode (I-,  $x = L$ ) et sa déplétion à l'anode (I+,  $x = 0$ ). Au cours du temps, ces deux effets s'accroissent et se propagent le long de la ligne, jusqu'à un état d'équilibre représenté par la courbe à 3300 s.

La comparaison des résultats avec ceux obtenus par les modèles analytiques ou par Orio valide cette première étape d'implémentation du modèle.

### B.III.3. *Étape 2 : deux grains*

La seconde étape est de modéliser un début de microstructure en accolant deux lignes pour modéliser deux grains et un joint de grains (figure 4.6-b).

#### B.III.3.a. *Équations*

Le flux de lacunes est calculé avec les mêmes contributions que celles du premier cas. Cependant, contrairement à ce cas, un terme source simplifié est ajouté (équation (4.53)) dans l'équation de continuité (équation (4.12)). Il ne s'agit pas du terme source conventionnel, car la mécanique est encore désactivée.

$$G_s = -\frac{C_v - C_{v0}}{\tau} \quad (4.53)$$

La concentration et le flux de lacunes sont continus au joint de grain. Les grandeurs respectives au grain 1 ou au grain 2 sont indiquées avec le numéro correspondant en indice.

$$\forall(y, z), \forall t, C_{v1}(x = 0, x, z; t) = C_{v2}(x = 0, x, z; t) \quad (4.54)$$

$$\forall(y, z), \forall t, \vec{J}_{v1}(x = 0, x, z; t) = \vec{J}_{v2}(x = 0, x, z; t) \quad (4.55)$$

Rosenberg et Ohring [ROSENBERG1961] proposent une solution analytique pour résoudre ce problème dans le cas à une dimension.

#### B.III.3.b. *Données du problème*

L'ajout de la microstructure reproduit la variation de la vitesse de déplétion le long de la ligne en fonction de l'orientation cristalline des grains. Pour cette raison, l'énergie d'activation d'un grain est de 0,89 eV et de 1,1 eV pour l'autre. Les autres grandeurs physiques sont égales.

Les conditions initiales et aux limites sont identiques au premier cas.

### B.III.3.c. Résultats

L'énergie d'activation est soit plus faible dans le grain 1, soit dans le grain 2. Les deux possibilités sont étudiées.

Premier cas :  $E_{a1} < E_{a2}$

Du fait des énergies d'activation, la diffusion dans le grain 1 est plus rapide que dans le grain 2. Physiquement, les lacunes migrent donc plus rapidement de l'anode (I+) vers le joint de grains, que de celui-ci vers la cathode (I-). Il y a donc une accumulation des lacunes à proximité du joint de grains du côté de l'anode. Un gradient de concentration se crée alors dans le grain 2 à proximité du joint de grains. Il entraîne l'augmentation de la concentration de lacunes dans cette zone. Les profils de concentration réduite de lacunes à l'état d'équilibre le long de la structure (figure 4.13) sont cohérents avec cette description. L'excellente correspondance entre les valeurs analytiques et simulées doit être soulignée. Un résultat identique est obtenu avec COMSOL Multiphysics.

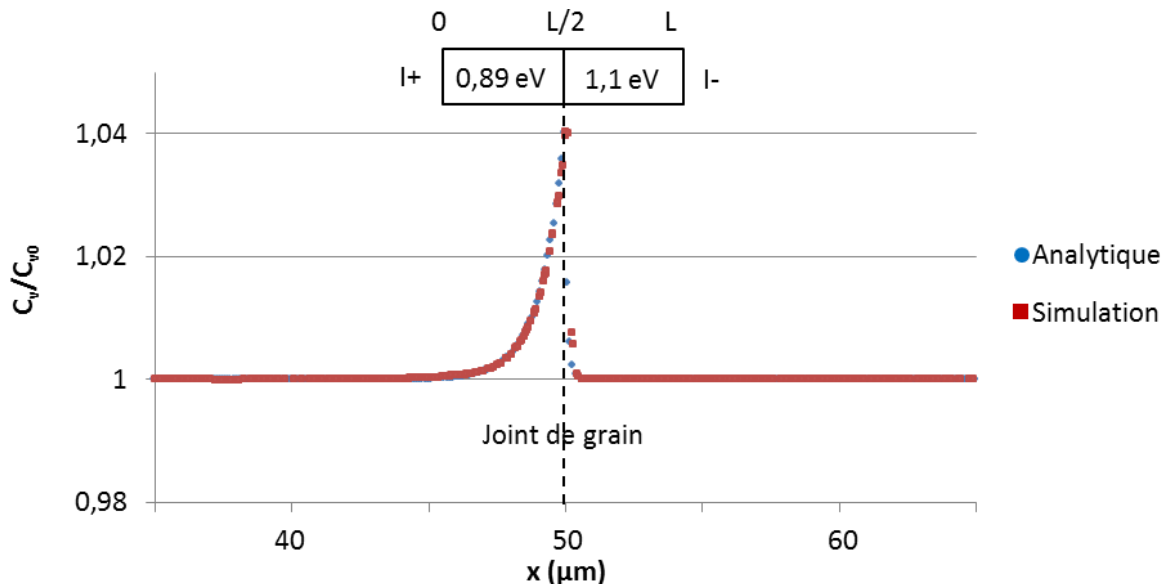


Figure 4.13 : évolution de la concentration de lacunes le long des deux grains, lorsque le grain 1 a une énergie d'activation plus faible que le grain 2, à  $t = 3600$  s (Forge)

Second cas :  $E_a^1 > E_a^2$

La diffusion dans le grain 1 est plus lente que dans le grain 2. Physiquement, les lacunes migrent donc moins vite de l'anode (I+) vers le joint de grains, que de celui-ci vers la cathode (I-). Il y a donc une déplétion des lacunes du côté de l'anode au voisinage du joint de grain. Comme pour le premier cas, la déplétion de lacunes se répercute dans le grain 2 au voisinage du joint de grains. Les profils de concentration réduite de lacunes dans la ligne à l'état d'équilibre (figure 4.14) sont donc cohérents avec la description. L'excellente correspondance entre les valeurs analytiques et simulées est également soulignée. Un résultat identique est obtenu avec Forge.

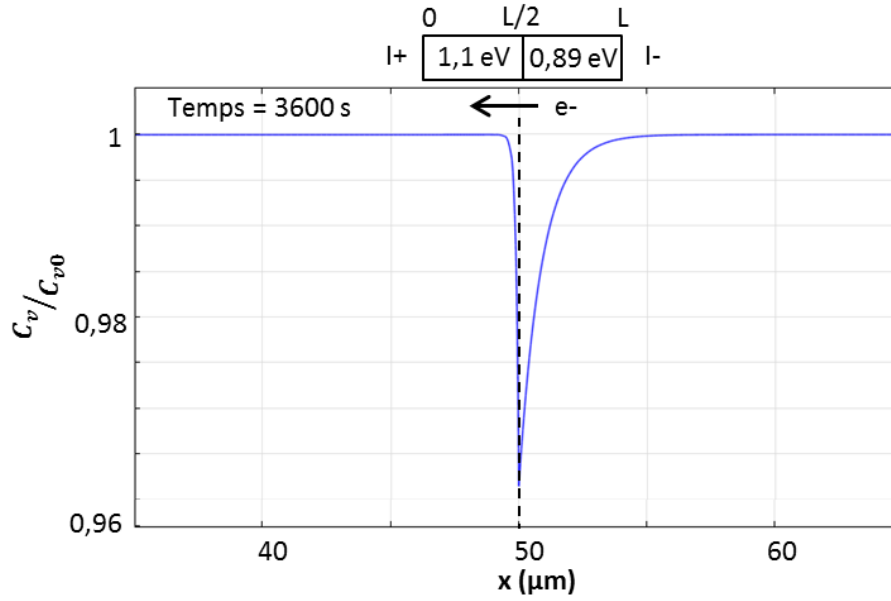


Figure 4.14 : évolution de la concentration de lacunes le long des deux grains, lorsque le grain 1 a une énergie d'activation plus grande que le grain 2, à  $t = 3600$  s (COMSOL Multiphysics)

Les simulations sur Forge et COMSOL Multiphysics retrouvent parfaitement les résultats analytiques, donc ceux d'Orio également. Cette deuxième étape est donc validée.

La suite de développement du modèle ajoute la partie mécanique au modèle.

#### B.III.4. Étape 3 : rôle de la contrainte mécanique

Selon certains auteurs [TAN2010, PAK2011], l'effet de la mécanique sur la dégradation est supérieur à celui du gradient de potentiel. Cette étape est donc une avancée décisive pour tendre vers un modèle prédictif.

##### B.III.4.a. Équations

Les flux partiels liés au gradient de contraintes mécaniques et gradient thermique sont ajoutés au calcul du flux total de lacunes. Compte tenu que la contribution du flux induit par la thermique est négligeable, il n'est pas activé sur Forge.

$$\vec{J}_v = -D_v \left( \vec{\nabla} C_v + C_v \frac{|Z^* e|}{kT} \vec{\nabla} V + \frac{f\Omega}{kT} C_v \vec{\nabla} \sigma_H \right) + D_v C_v \frac{Q^*}{kT^2} \vec{\nabla} T \quad (4.56)$$

L'ajout du calcul des contraintes mécaniques ajuste le terme source utilisé dans le cas précédent pour utiliser l'expression conventionnelle (équation (4.57)).

$$G = - \frac{C_v - C_{veq}}{\tau} \quad (4.57)$$

Avec  $C_{veq}$  donné par l'équation (4.15).

#### B.III.4.b. Données du problème

Le modèle est testé sur une ligne simple.

Les conditions initiales et les conditions aux limites pour la concentration de lacunes, la contrainte électrique et la température sont identiques aux cas précédents. La température de référence,  $T_0$ , est considérée égale à la température de test. Il n'y a donc pas de contrainte mécanique générée par la dilatation thermique.

Dans le cas réel, la structure de test est encastree sur sa partie inférieure par le substrat rigide en silicium, sur les faces latérales par un oxyde et sur sa partie supérieure par une passivation rigide. La structure de test n'a donc aucun degré de liberté. Une autre façon de l'expliquer est que pour tout point de la surface, il n'y a pas de déplacement possible dans la direction normale.

Pour imposer cette condition sur Forge, il est nécessaire d'ajouter des outils sur les surfaces, tels que ceux présentés à la figure 4.8.

#### B.III.4.c. Résultats

N.B. : l'implémentation du modèle sur Forge n'est pas encore opérationnelle au moment de la rédaction de ce manuscrit et n'est donc pas présentée.

La figure 4.15 trace le profil de concentration réduite de lacunes le long de la ligne. À l'inverse du premier cas, il est symétrique et l'état d'équilibre n'est pas atteint après 3600 s.

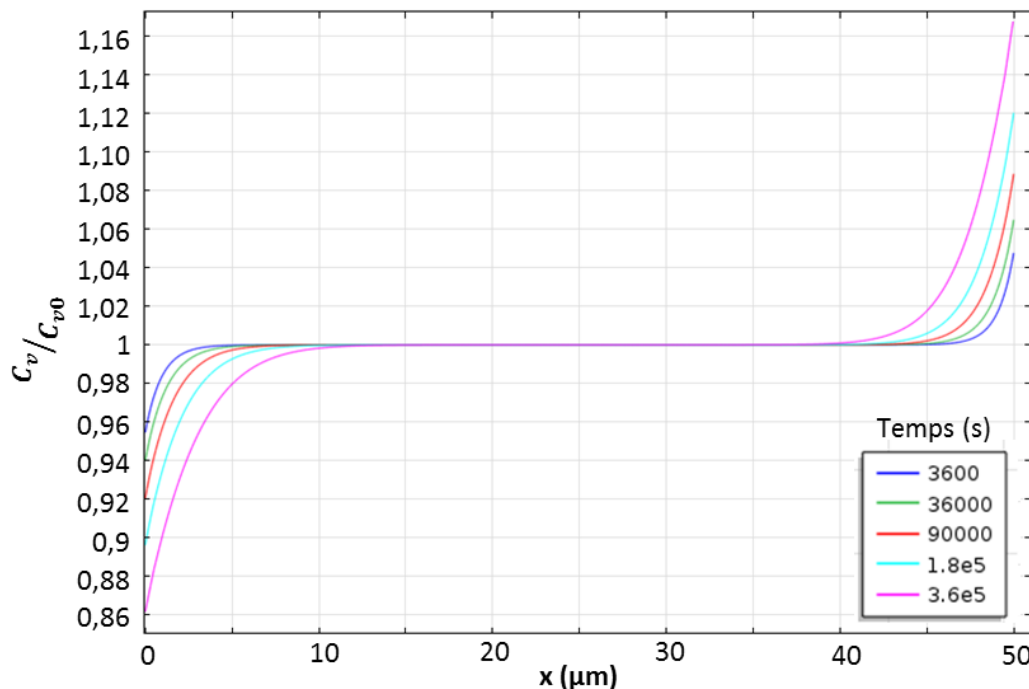


Figure 4.15 : profil de concentration réduite de lacunes le long de la ligne à 3600 s, 36000 s, 90000 s,  $1,8 \cdot 10^5$  s et  $3,6 \cdot 10^5$  s (COMSOL Multiphysics)

Le profil de la contrainte hydrostatique le long de la ligne (figure 4.16) est similaire à celui de la concentration réduite de lacunes. Cette ressemblance est une conséquence directe de l'impact de la concentration de lacunes sur la contrainte mécanique (équation (4.34)).

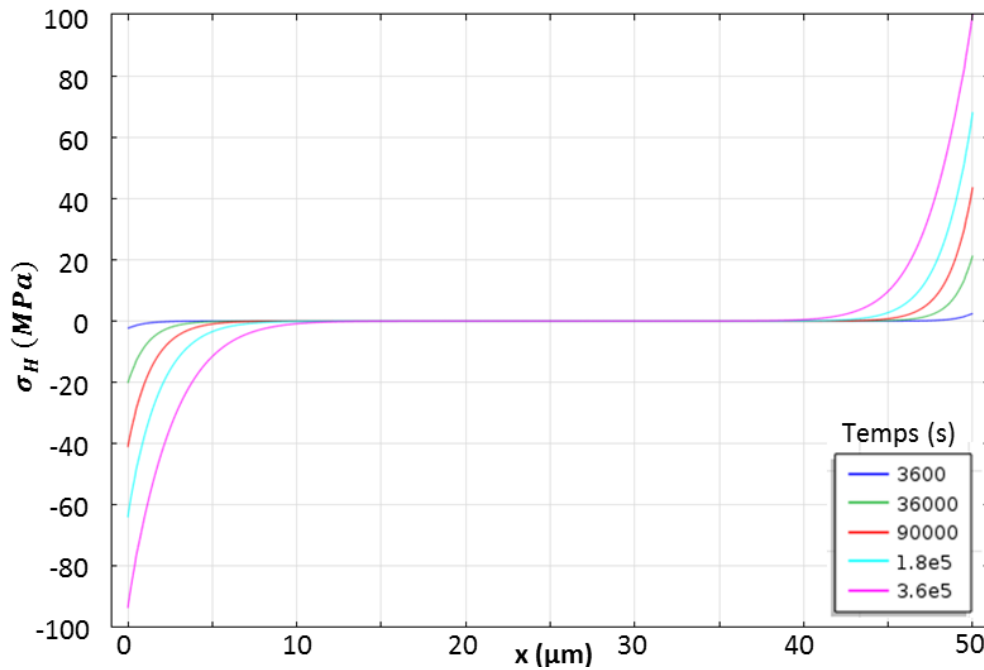


Figure 4.16 : profil de la contrainte mécanique le long de la ligne à 3600 s, 36000 s, 90000 s,  $1,8 \cdot 10^5$  s et  $3,6 \cdot 10^5$  s (COMSOL Multiphysics)

La figure 4.17 représente l'évolution temporelle de la concentration réduite de lacunes au niveau de la cathode.

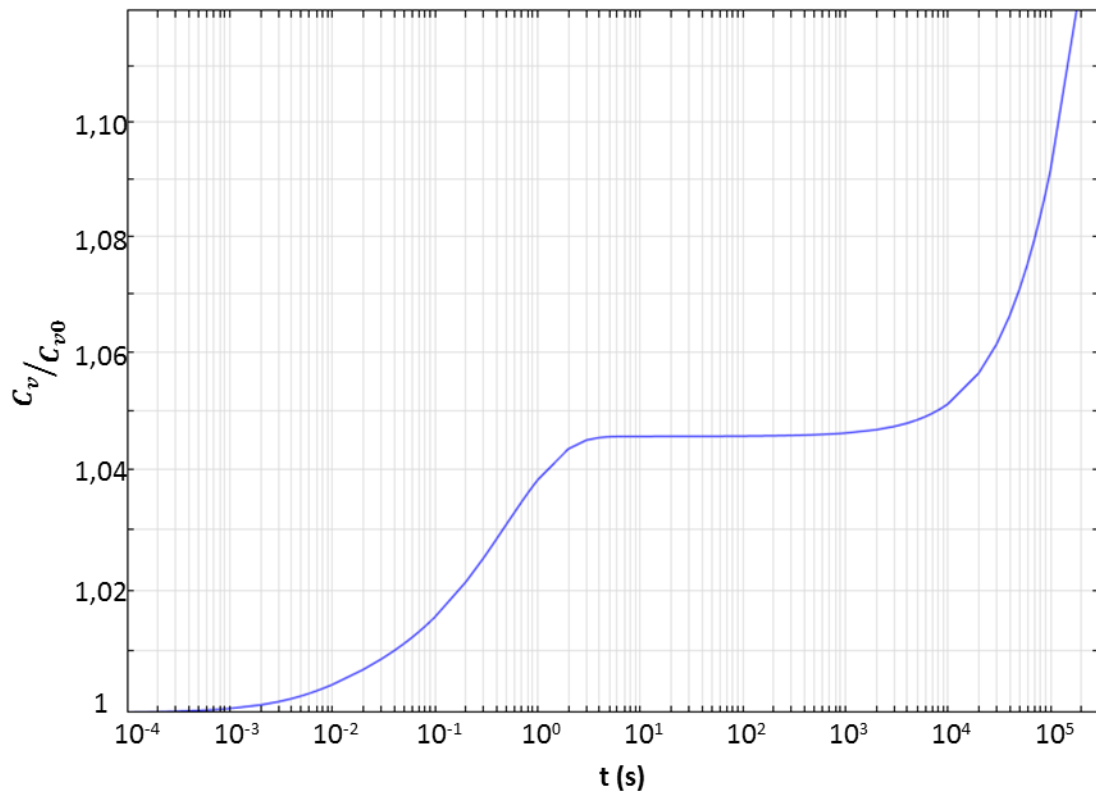


Figure 4.17 : évolution temporelle de la concentration réduite de lacunes au niveau de la cathode ( $x = 50 \mu\text{m}$ )

Après une augmentation de moins d'une seconde, la concentration réduite de lacunes reste constante entre 1000 et 10 000 s (respectivement environ 17 min et 3 h) avant de croître de nouveau. Le lien entre le comportement de la concentration de lacunes et

<sup>2</sup>l'évolution de la contrainte mécanique est présenté dans [ORIO2010] d'après les travaux de [KIRCHHEIM1992].

En comparant cette figure à la figure 4.12, il apparait que la diffusion est fortement ralentie lorsque la mécanique est prise en compte. Elle agit à la fois au travers du flux partiel et du terme source, qui se comporte comme un puits de lacunes au niveau de la cathode.

Les trois courbes obtenues sont identiques à celles présentées par Orio. La troisième étape d'implémentation du modèle est donc validée pour COMSOL Multiphysics. Pour Forge, les travaux se poursuivent pour atteindre ce résultat.

Cette étape vient de démontrer l'importance de considérer les contraintes mécaniques dans le flux de lacunes. Pour continuer à s'approcher du cas réel, le prochain cas change la géométrie d'étude.

#### B.III.5. *Étape 4 : passage à une structure complexe*

N.B. : à partir de cette partie, les lignes sont orientées suivant l'axe z.

La quatrième et dernière étape d'implémentation du modèle avant l'application du modèle à la structure avec TSV étudie une interconnexion double-damascène typique du BEoL (figure 4.6-c).

De plus, des contraintes résiduelles sont générées avant la phase d'électromigration.

##### B.III.5.a. *Équations*

Les équations utilisées sont identiques au troisième cas, à l'exception du coefficient de diffusion qui dépend désormais de la contrainte hydrostatique.

$$D_v = D_{v0} \exp\left(\frac{-E_a + \Omega\sigma_H}{kT}\right) \quad (4.58)$$

N.B. : pour anticiper la gestion de l'architecture multimatériaux, deux paramètres ont été ajoutés sur Forge : une résistance de contact et une résistance de migration. Ils sont donnés dans l'annexe A.

##### B.III.5.b. *Données du problème*

Le cuivre n'est plus le seul matériau considéré : la barrière Ta, la passivation SiN et le diélectrique SiOCH sont ajoutés.

Les équations de diffusion ne sont résolues que dans le cuivre, où la concentration initiale de lacunes est homogène. Partout ailleurs, elle n'est pas définie.

$$\forall (x ; y ; z) \in \mathcal{V}_{Cu}, \quad C_v(x, y, z ; t = 0) = C_{v0} \quad (4.59)$$

$$\forall (x ; y ; z) \in \mathcal{V}_{Ta} \cup \mathcal{V}_{SiN} \cup \mathcal{V}_{SiOCH}, \forall t, \quad C_v(x, y, z ; t) = \emptyset \quad (4.60)$$

Les interfaces entre les matériaux, notamment Cu/Ta et Cu/SiN sont bloquantes vis-à-vis de la diffusion.

Le flux de lacunes entrant et sortant est nul sur l'ensemble des surfaces.

La polarisation est choisie de type « vers le haut » : les électrons entrent par la ligne M1 et sortent par la ligne M2. Les surfaces latérales du cuivre sont parfaitement isolées, donc les courants sortant et entrant sont égaux. Une densité de courant de 2 MA/cm<sup>2</sup> est appliquée.

Pendant le test, la température extérieure est constante. Elle est imposée aux surfaces de l'oxyde. Les transferts de chaleur entre les domaines s'effectuent par conduction.

Aucun déplacement selon la normale n'est autorisé pour les surfaces de l'oxyde.

Dans le cas réel, le budget thermique du procédé de fabrication génère des contraintes résiduelles dans la structure du fait des différences de coefficients de dilatation thermique entre les matériaux. Pour s'approcher d'un tel cas, avant de débiter la simulation de l'électromigration, l'ensemble est refroidi de 500 °C à la température de test, 100 °C. Celle-ci est modifiée par rapport aux cas précédents pour correspondre aux travaux d'Orio.

#### B.III.5.c. Résultats

La première partie des résultats concerne l'étape de refroidissement qui précède la simulation du problème d'électromigration.

La figure 4.18 présente la cartographie de la contrainte hydrostatique dans la structure après le refroidissement à 100 °C obtenu avec COMSOL Multiphysics. La contrainte hydrostatique est maximale dans le via et dans sa proximité<sup>1</sup>, similairement aux résultats d'Orio. En revanche, ce dernier obtient une contrainte quasi-nulle au niveau de l'interface avec la passivation et à l'extrémité de M1.

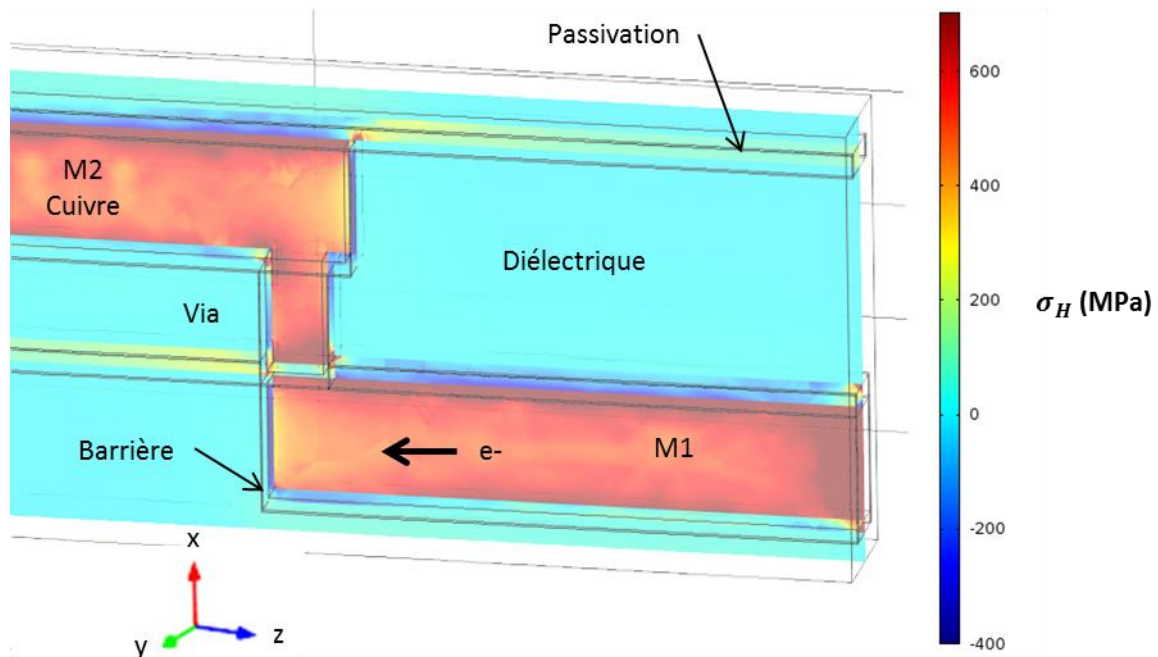


Figure 4.18 : cartographie de la contrainte hydrostatique dans la structure après un refroidissement de 500 °C à 100 °C (COMSOL Multiphysics)

<sup>1</sup> Une contrainte positive est considérée comme une traction.

La figure 4.19-a trace les composantes de la contrainte mécanique le long d'un chemin qui passe au centre de chaque segment de cuivre de la structure. Comme le chemin le long du via est défini à  $z$  constant (axe horizontal), il n'est représenté que par un point. La figure 4.19-b trace les mêmes grandeurs au niveau du via, selon l'axe  $x$  (vertical).

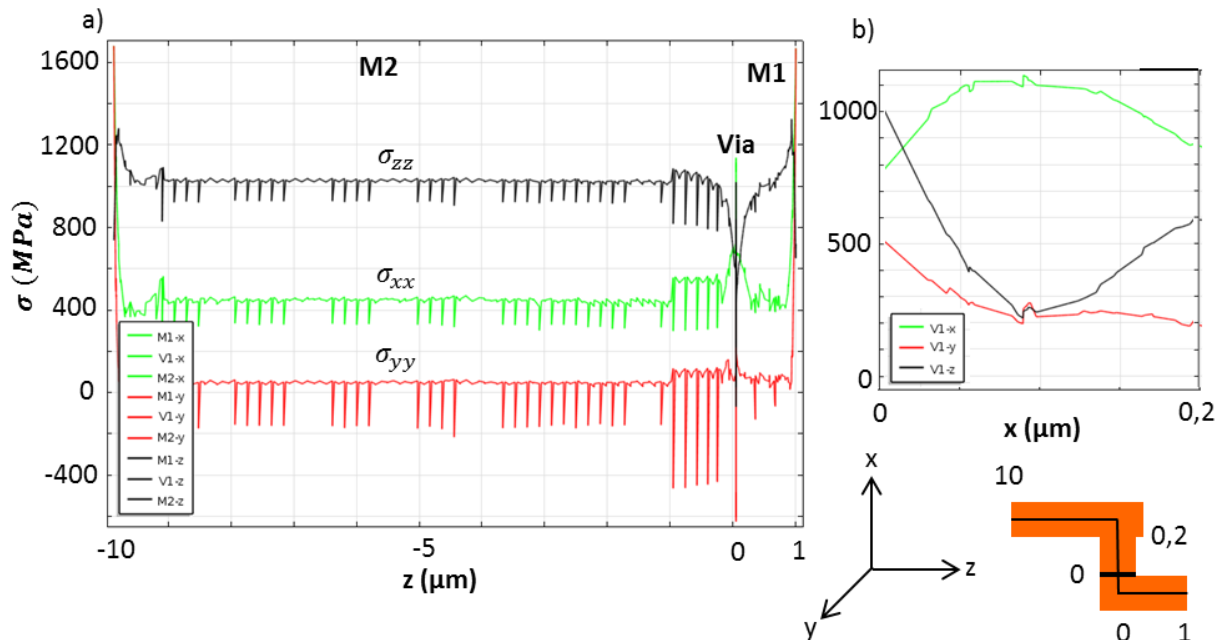


Figure 4.19 : a) contrainte selon chaque axe ( $x$ ,  $y$  et  $z$ ) le long de chaque segment de la structure  
b) zoom sur les contraintes dans le via

La contrainte  $\sigma_{zz}$  est légèrement supérieure à 1000 Mpa dans les lignes et chute à 300 Mpa dans le via. La tendance est correcte, mais Orio obtient respectivement 1200 Mpa et 550 Mpa. La valeur de  $\sigma_{xx}$  est légèrement supérieure à 300 Mpa dans M2, augmente jusqu'à son 1100 Mpa au milieu du via, puis décroît dans M1. Là encore, les valeurs sont en accord avec celles obtenues par Orio. Enfin, la contrainte  $\sigma_{yy}$  reste entre 60 et 100 Mpa dans les deux lignes, légèrement en-dessous des 120 Mpa d'Orio. Ce dernier n'observe pas le changement dans le via.

Les pics de contraintes observables sur la figure 4.19-a sont induits par le maillage. Ils seront diminués (amplitude, nombre) avec une augmentation du nombre d'éléments.

La figure 4.20 présente la concentration réduite de lacunes dans la structure autour du via après 7200 s.

La concentration de lacunes est légèrement plus élevée à proximité des interfaces et son maximum se trouve en fond de via. Ce résultat est en accord avec le fait que la barrière bloque la diffusion des lacunes. Une concentration de lacunes inférieure à la valeur initiale devrait être observée sous le via, mais ce n'est pas le cas. Quantitativement, les valeurs sont bien supérieures à celles attendues. La gestion de la diffusion est donc incorrecte.



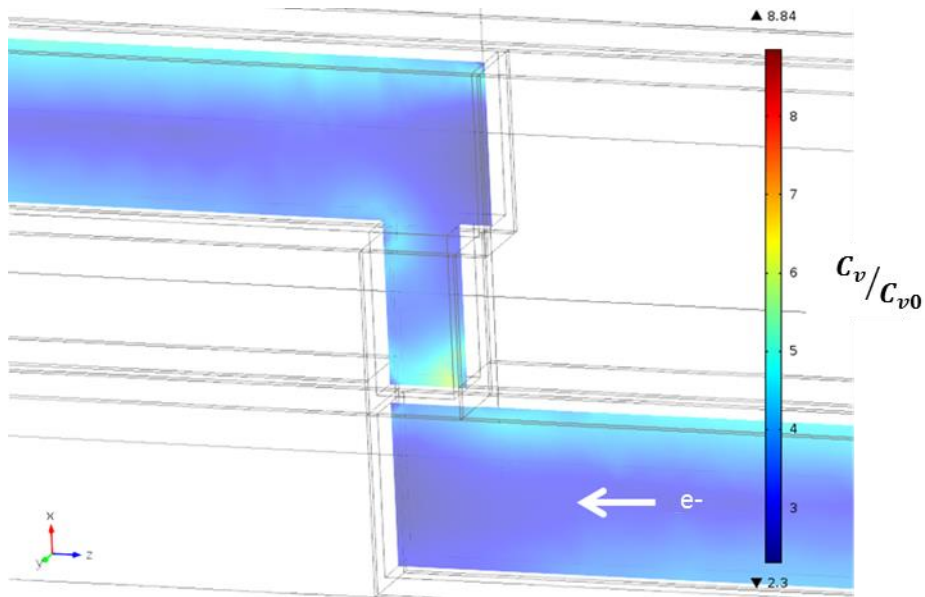


Figure 4.20 : concentration réduite des lacunes autour du via, à  $t = 7200$  s

La figure 4.21, qui trace l'évolution de la concentration réduite de lacunes au centre de la base du via, confirme le problème de gestion de la diffusion. Le comportement observé ne correspond pas à celui reporté par Orio (courbe rouge à 100 °C de la figure 4.3 p 135).

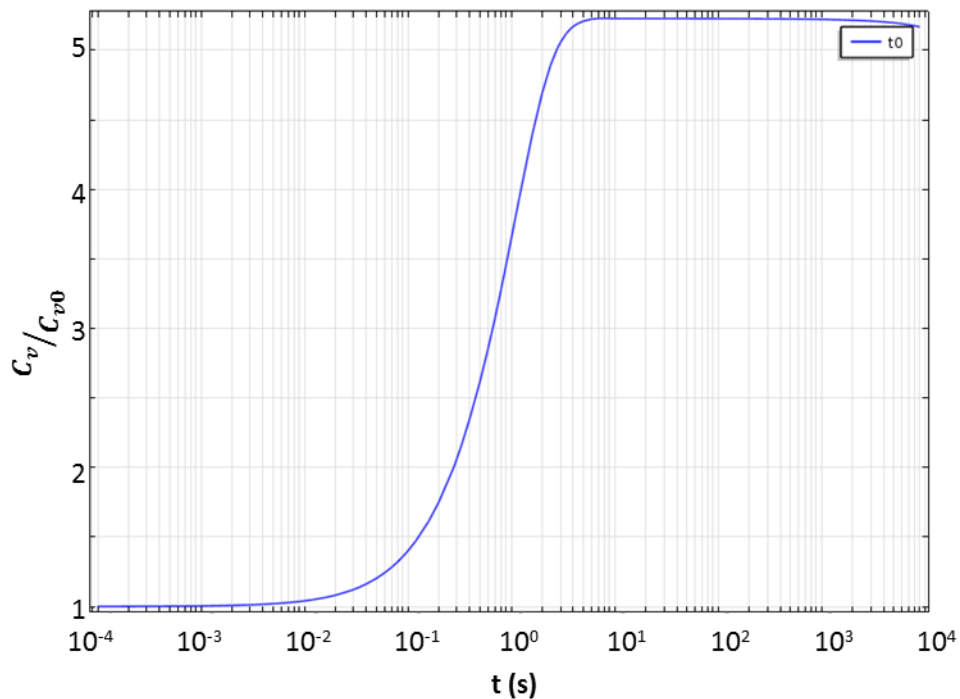


Figure 4.21 : évolution de la concentration réduite de lacunes au centre de la base du via

Les figure 4.22 et 4.23 tracent le profil de concentration de lacunes sans, respectivement, les flux partiels liés à la mécanique et à la thermique.

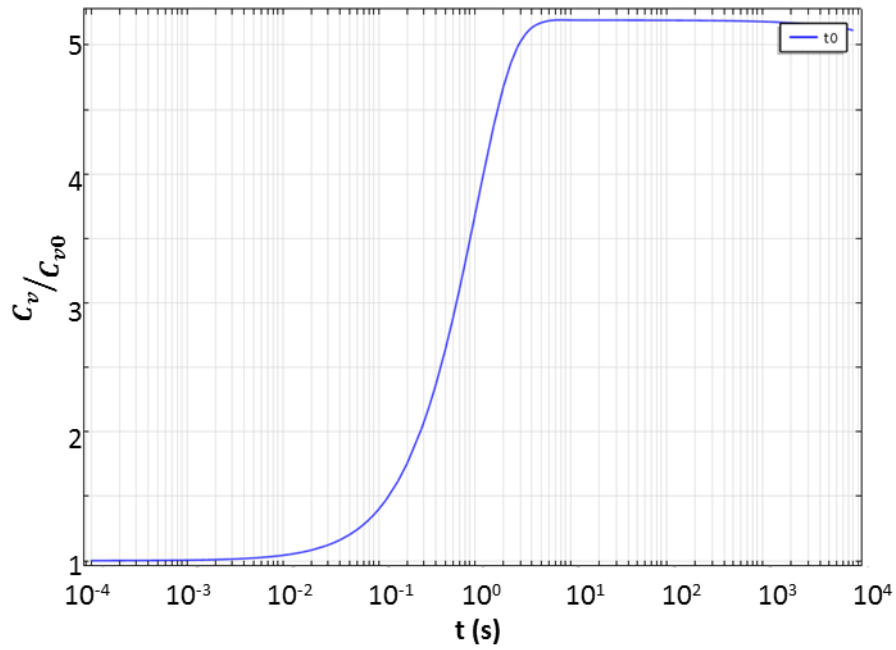


Figure 4.22 : concentration réduite des lacunes autour du via, à  $t = 7200$  s, sans le terme de gradient de contraintes mécaniques dans l'équation de flux

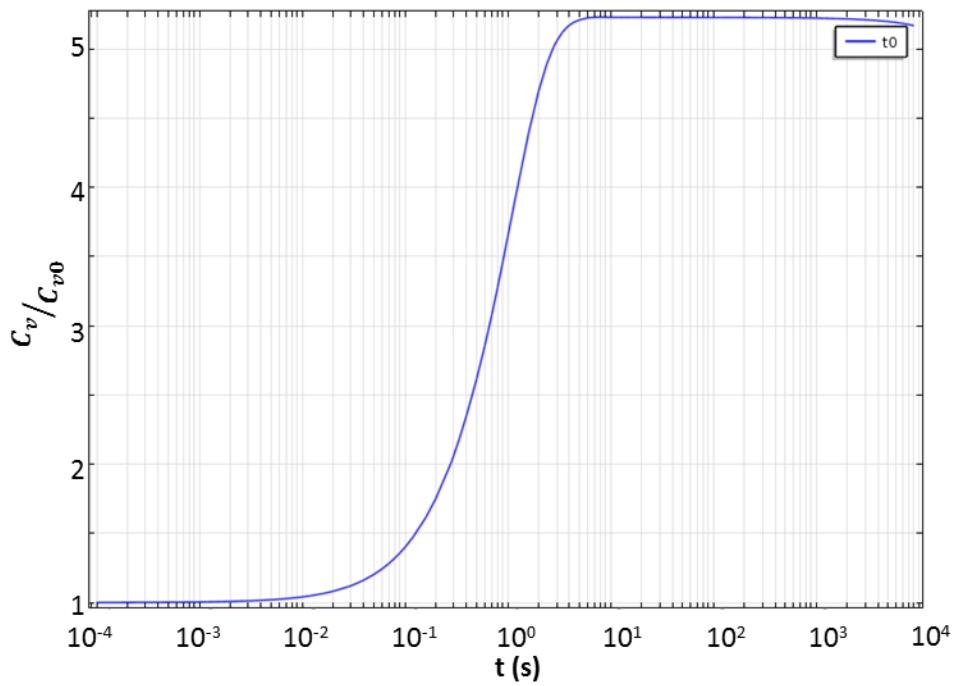


Figure 4.23 : concentration réduite des lacunes autour du via, à  $t = 7200$  s, sans le terme de gradient thermique dans l'équation de flux

Aucune différence notable n'est observée entre ces courbes et la figure 4.21. Ce résultat n'est pas surprenant vis-à-vis de la contribution du gradient de température, dont la contribution est connue pour être négligeable. En revanche, il est plus surprenant de n'observer aucune différence avec et sans le gradient de contraintes mécaniques. L'origine de ce problème est encore recherchée, mais elle explique probablement la raison pour laquelle les profils de concentration ne sont pas corrects.

Cette seconde partie a présenté les étapes d'implémentation du modèle sur Forge et COMSOL Multiphysics.

L'ajout de la brique mécanique pose des difficultés avec le logiciel utilisé au CEMEF. Pour le second logiciel, les quatre contributions du flux de lacunes sont considérées, mais le passage d'une géométrie simple à une géométrie plus complexe nécessite des travaux supplémentaires.

Les structures avec TSV sont les sujets d'étude de cette thèse. Pour cette raison, malgré un modèle qui n'est pas entièrement abouti, il est appliqué à de telles structures dans la prochaine partie.

### C. Application au cas du TSV *last* haute densité

L'objectif de cette partie est d'ouvrir les perspectives en comparant les résultats du modèle (encore incomplet) avec les résultats expérimentaux.

La structure utilisée pour la simulation est proche de celle étudiée expérimentalement, avec des lignes tronquées à 20  $\mu\text{m}$  de distance du TSV (figure 4.24). Les dimensions sont identiques à celles indiquées au chapitre II (voir partie B.I.1). Comme il s'agit uniquement d'avoir un aperçu de l'application au cas concret, la structure est simplifiée. La barrière à la diffusion n'est positionnée qu'au niveau des jonctions entre les lignes et le TSV, il n'y a ni passivation, ni silicium. Celui-ci est remplacé par le diélectrique.

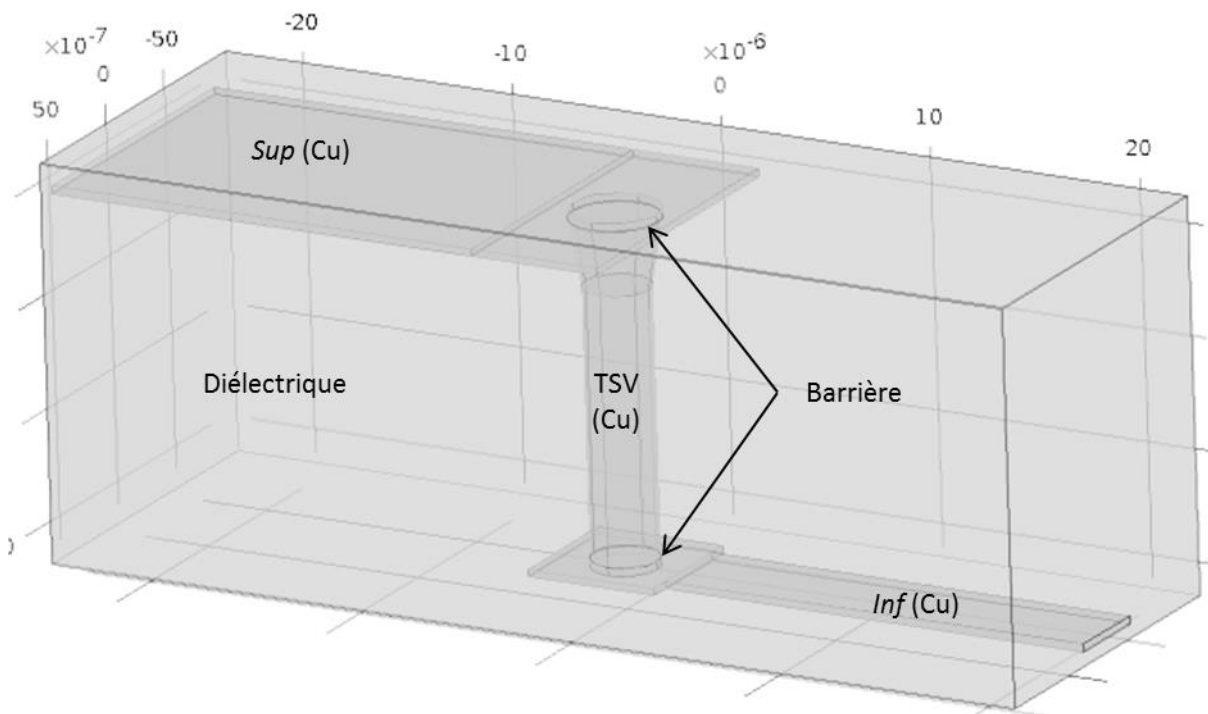


Figure 4.24 : structure avec TSV pour simulation du cas expérimental

La simulation est réalisée tout d'abord avec une polarisation vers le haut, comme expérimentalement, puis avec une polarisation vers le bas.

#### C.I. Polarisation vers le haut

Pour reproduire les conditions de test, ce n'est pas une densité de courant, mais une intensité de courant qui est imposée dans ce cas, car la section de la ligne *sup* diffère de celle de la ligne *inf*. La valeur est choisie identique à la valeur de l'essai de référence : 25 mA.

La température de test est imposée à 350 °C à tout le système et il n'y a pas de refroidissement préalable, donc de contraintes résiduelles.

Les flux de lacunes entrant et sortant sont nuls, pour rester dans la continuité des étapes précédentes.

La figure 4.25 présente la cartographie de concentration réduite de lacunes dans la structure après 90 000 s. Les lacunes s'accumulent à la base du TSV (point P2) et au-dessus du TSV (point P1). À ces deux endroits, la diffusion est bloquée par la barrière. À l'inverse, sa

présence cause une baisse de la concentration de lacunes sous le via (point P3). L'accumulation et la perte de lacunes aux extrémités des lignes *inf* et *sup*, respectivement, sont induites par la condition de flux nul aux limites. Elles ne représentent pas la réalité expérimentale.

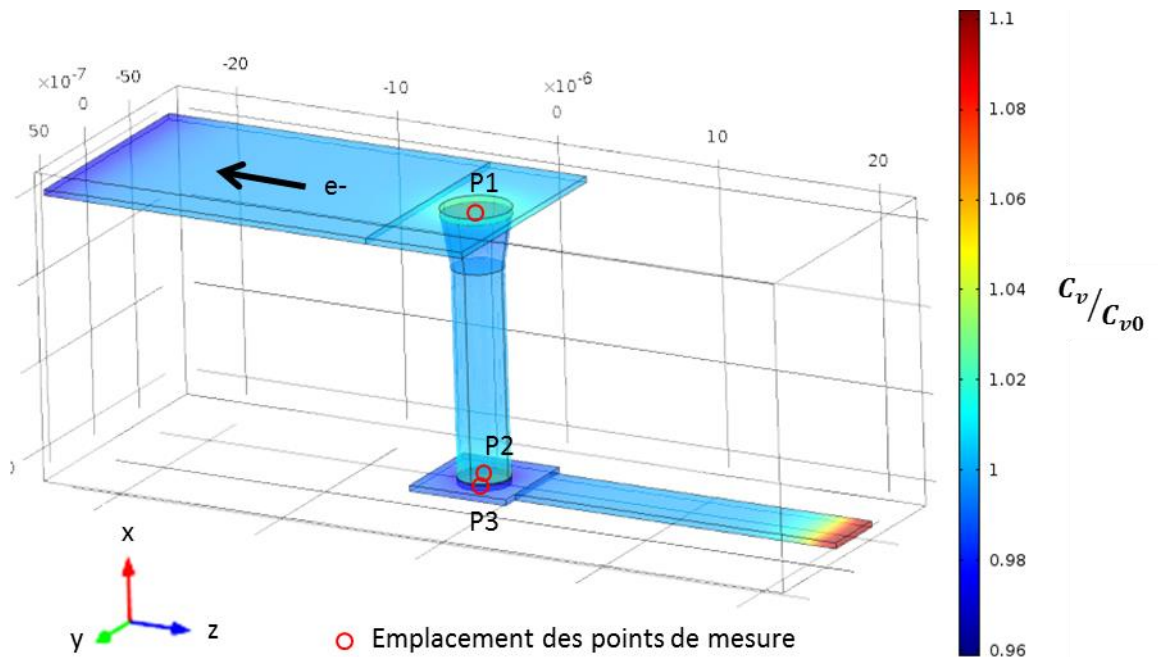


Figure 4.25 : concentration de lacunes dans la structure avec TSV pour la polarisation vers le haut à 90 000 s

La concentration de lacunes dans le TSV signifie potentiellement la future formation d'une cavité. Comme le critère de nucléation est défini par un seuil de contrainte mécanique, la figure 4.26 trace l'évolution temporelle de la contrainte hydrostatique aux trois points représentés sur la figure précédente. L'écart à la valeur d'origine se creuse à partir de 200 s. L'augmentation de la contrainte hydrostatique est plus rapide pour le point dans la ligne *sup* que dans le TSV. La cavité y apparaîtra donc d'abord. Les faibles valeurs reportées des contraintes mécaniques sont liées au fait que seule la contribution de l'électromigration est considérée (équation (4.18)).

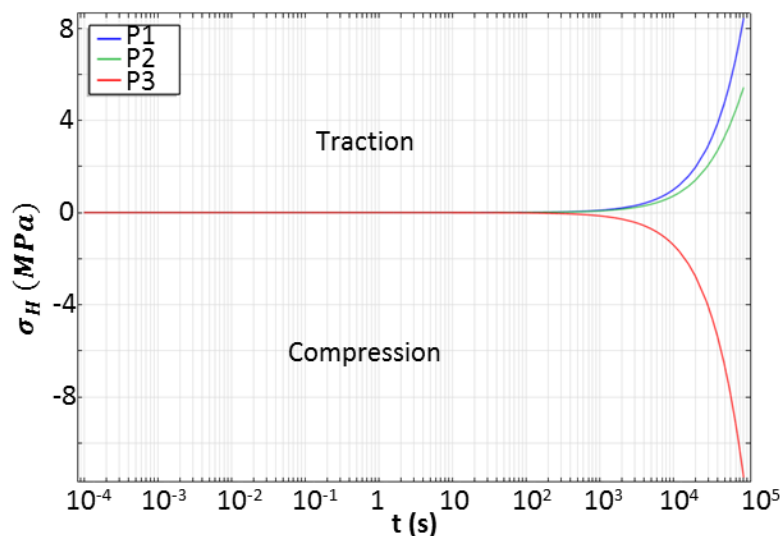


Figure 4.26 : suivi au cours du temps de la contrainte hydrostatique pour trois points situés dans l'axe du TSV : P1, dans la ligne *sup*, P2, au centre de la base du TSV et P3, dans la ligne *inf*

Les résultats sont en accord avec les expériences du chapitre II et III, qui révèlent la présence des cavités au-dessus du TSV (figure 4.27).

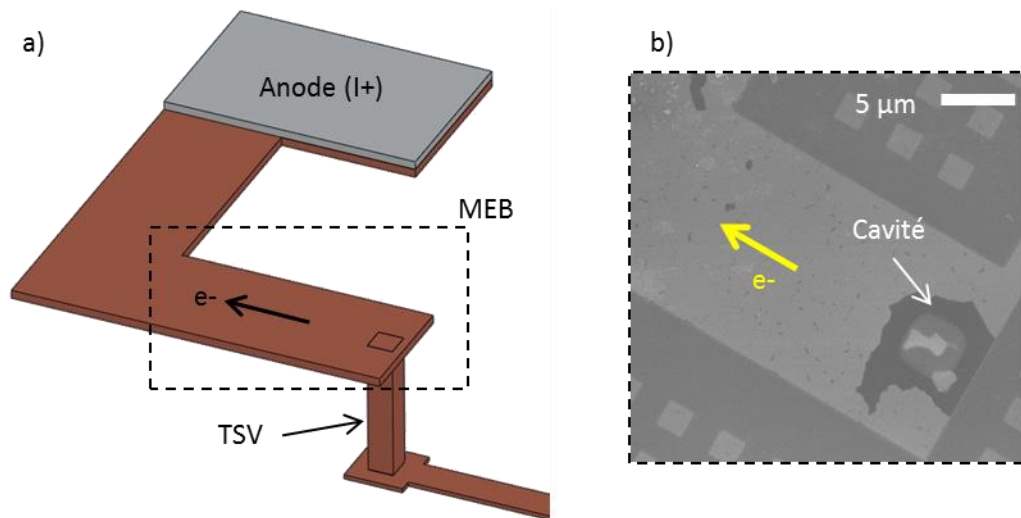


Figure 4.27 : illustration de la présence de cavités au-dessus des TSV

Le modèle implémenté n'étant pas encore complet, il n'est pas nécessaire d'approfondir davantage cette étude. La suite de cette partie analyse le cas de la polarisation dans le sens opposé.

### C.II. Polarisation vers le bas

Par manque d'un protocole expérimental adéquat, l'observation *in operando* de la dégradation par électromigration n'a pas pu être encore réalisée pour une dégradation sous le TSV.

La figure 4.28 cartographie la concentration réduite de lacunes dans la structure avec TSV avec une polarisation vers le bas.

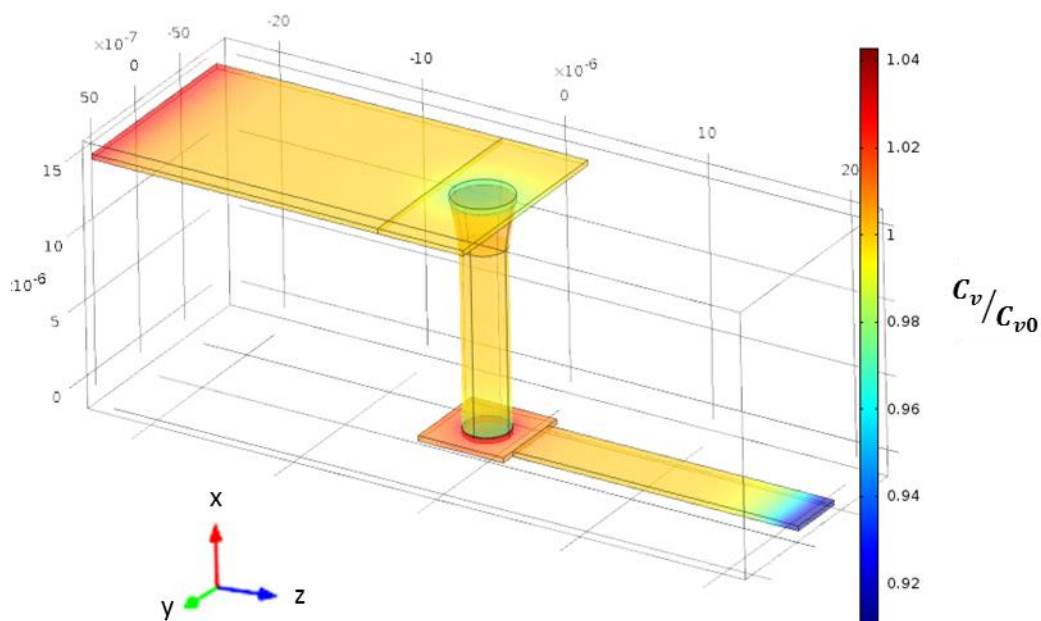


Figure 4.28 : concentration de lacunes dans la structure avec TSV pour la polarisation vers le bas (90 000 s)

Les lacunes s'accumulent en haut du TSV et dans la ligne sous le TSV. Similairement au premier cas, la concentration de lacunes est plus importante sous le TSV qu'à l'intérieur. Au contraire, une déplétion de lacunes est observée au-dessus du TSV. Comme dans le cas de la polarisation vers le haut, les comportements aux extrémités des lignes sont induits par les conditions aux limites.

Ces observations correspondent aux résultats théoriques attendus, compte tenu que la microstructure n'est pas prise en compte.

Cette dernière partie a présenté l'application du modèle à une structure avec TSV. Les résultats sont conformes aux études expérimentales. Dans le cas où le courant circule du haut du TSV vers le bas, l'accumulation de lacunes est majoritaire au-dessus du TSV, dans le sens opposé, elle est majoritaire en-dessous. Cependant, il est nécessaire d'implémenter correctement la partie mécanique avant d'approfondir l'étude.

## D. Conclusion

Dans ce chapitre, un modèle d'électromigration a tout d'abord été présenté. Différentes possibilités sont proposées selon le degré de complexité, donc de précision, souhaité. À l'inverse des premiers modèles d'électromigration, les modèles multiphysiques actuels ne possèdent pas de solutions analytiques. Dans le cas de cette étude, ils sont résolus par une méthode numérique basée sur les éléments finis, à l'aide des logiciels Forge® et COMSOL Multiphysics®.

La deuxième partie de ce chapitre a été consacrée à l'implémentation du modèle sur les deux logiciels. La méthodologie suivie repose sur des travaux similaires, qui sont utilisés pour valider les étapes successives. L'ajout de la brique mécanique est encore en développement sur Forge. Sur COMSOL Multiphysics, le passage de la géométrie simple à une structure caractéristique des interconnexions du BEoL soulève des difficultés.

Malgré tout, en dernière partie, le modèle a été appliqué à une structure avec TSV, reproduisant les conditions de l'essai de référence présenté au chapitre II. Les lieux de concentration et de déplétion de lacunes obtenus sont cohérents avec les résultats expérimentaux. La simulation en inversant le sens du courant indique une forte accumulation de lacunes sous le TSV, en accord avec les résultats théoriques.

Pour répondre au besoin initial, à savoir la réalisation d'un modèle prédictif fiable, l'implémentation du modèle doit être poursuivie. Une fois que les problèmes actuels seront résolus, les différents chemins de diffusion devront être considérés. Il sera alors nécessaire d'ajouter la microstructure. Dans une phase ultérieure, la gestion de la croissance des cavités sera modélisée. Les travaux pourront s'appuyer sur les nombreuses études qui lui sont consacrées, telles que celles de [BHATE2000, SFYRIS2000, ORIO2012].





# Conclusion

---

L'intégration 3D est un mode révolutionnaire de conception des puces, qui vise à réunir deux orientations majeures de développement : la densification des systèmes et la diversification des fonctions. Avec la recherche permanente de l'amélioration des performances, les feuilles de route prévoient la diminution progressive des dimensions des interconnexions 3D. Dans un même temps, le courant injecté dans les puces restera constant, voire augmentera, amplifiant le risque de défaillance par électromigration. Anticiper ce problème et développer les technologies adéquates requiert de se doter d'un modèle prédictif de la défaillance, dont le développement nécessite une compréhension précise du phénomène d'électromigration.

L'objectif de cette thèse est le développement d'une méthode de caractérisation inédite du mécanisme d'endommagement par électromigration des interconnexions 3D et de poser les bases de la conception d'un modèle multiphysique prédictif. De plus, la complexité de son architecture multimatériaux nécessite de recourir à la résolution par éléments finis.

Inspirée de la littérature du BEoL, la méthode originale proposée et mise en œuvre repose sur la caractérisation quasiment en temps réel du phénomène d'électromigration durant un test en conditions accélérées. Il est ainsi possible de suivre l'évolution de la résistance électrique du dispositif et de capturer au mieux l'évolution du phénomène par microscopie électronique à balayage.

La méthodologie est ensuite appliquée à une structure avec les TSV les plus denses du moment : des TSV *last* haute densité (diamètre 3  $\mu\text{m}$ , hauteur 15  $\mu\text{m}$ ).

Les expériences confirment et surtout affinent les résultats de la littérature, tels que le rôle de l'interface entre le cuivre et la passivation en tant que chemin préférentiel de diffusion, ou encore l'existence de l'effet réservoir.

L'intérêt de la méthodologie repose sur le suivi temporel de la défaillance, grâce auquel des résultats inédits sur l'endommagement par électromigration des structures avec TSV sont obtenus.

L'observation de l'évolution des cavités éclaire les variations de la résistance électrique de l'échantillon. Alors que la présence d'ilots après défaillance était connue, l'existence de deux types d'ilots est clairement mise en évidence. De plus, leur mécanisme de formation est expliqué : la résistance à la déplétion pour les uns, l'accumulation de cuivre pour les autres.

Par ailleurs, l'étude démontre le rôle essentiel de la microstructure : les joints de grains et de macles ont de multiples influences. Ils constituent un lieu préférentiel de nucléation des cavités et forment des chemins de conduction, qui accélèrent la dégradation. De plus, ils sont responsables de l'évolution de la forme des cavités pendant leur phase de croissance.

L'influence de l'orientation cristalline est également analysée. Du fait de la multitude de facteurs intervenant dans le mécanisme d'électromigration, notamment l'effet de concentration de courant, il est difficile de dégager des résultats aussi tranchés que pour les interconnexions du BEoL. Cependant, des tendances apparaissent. La nucléation semble se

produire à proximité des grains orientés {001}. La déplétion de ces mêmes grains paraît également prioritaire. À l'inverse, les grains d'orientation {111} montreraient une meilleure résistance à la dégradation.

À partir de l'ensemble des résultats, une réflexion est menée sur les manières d'améliorer la fiabilité de la technologie de TSV *last* haute densité. Les solutions préconisées dans la littérature sont ainsi confirmées : allongement du débord pour profiter de l'effet réservoir, redondance des TSV et leur élargissement au niveau de la jonction avec les lignes. Cependant, ces idées augmentent la taille des structures et leur coût. Des compromis sont donc nécessaires. Des solutions complémentaires et originales sont également proposées à l'issue de ces travaux. Privilégier les microstructures avec des grains de grandes dimensions ralentira la dégradation. À défaut, il faut chercher à minimiser la diffusion à l'interface cuivre-passivation et dans les joints de grains, par exemple avec un dopage manganèse du cuivre. La croissance de grains d'orientation {111} semble également à favoriser et celle de grains {001} à éviter. Il devrait être possible d'influencer la texture cristallographique du cuivre en travaillant sur l'étape de dépôt électrochimique ou sur la texture de la barrière.

Désormais validé dans sa conception et sa pertinence, le banc expérimental se destine à l'étude des futures technologies de l'intégration 3D. Il doit donc être testé sur d'autres interconnexions que les TSV *last* haute densité. Pour amorcer ces travaux, la méthodologie est appliquée à la technologie de collage cuivre-oxyde, dit collage hybride (cf. figure 13 de l'introduction générale de ce manuscrit). Elle constitue un intérêt majeur car elle permet d'atteindre la plus forte densité d'interconnexions 3D. La structure de test, composée de deux lignes de cuivre collées, est illustrée à la figure 5.1. Le désalignement est d'environ 750 nm.

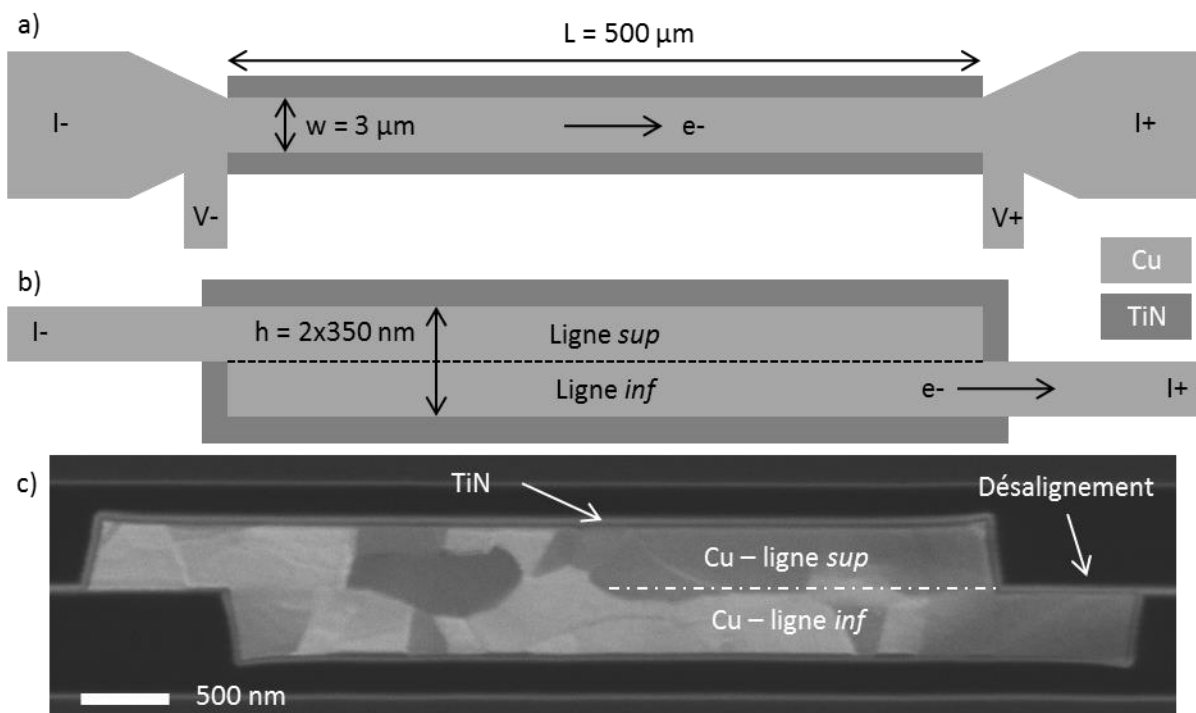


Figure 5.1 : schéma de la structure étudiée a) vue de dessus (coupe longitudinale) b) vue de côté (coupe transversale) et c) micrographie de la section perpendiculaire au sens du courant

Les résultats tout récents qui découlent de cette analyse suscitent un vif intérêt. De multiples cavités sont observées le long de la structure, sans position préférentielle. La défaillance est causée par la déplétion totale de la largeur de la ligne, illustrée à la figure 5.2. Contrairement aux interconnexions en cuivre habituelles (comme le BEoL), le temps de nucléation des cavités n'est pas négligeable. C'est peut-être la raison pour laquelle [MOREAU2015] obtient une valeur du paramètre  $n$  de l'équation de Black de 1,8, lors des tests de fiabilité statistiques. En utilisant une autre chimie de cuivre et une barrière TaN/Ta à la place du TiN, il obtient en revanche une valeur de 0,87 [MOREAU2014]. L'expérience *in operando* pourra donc être utilisée pour comprendre la différence entre les deux intégrations.

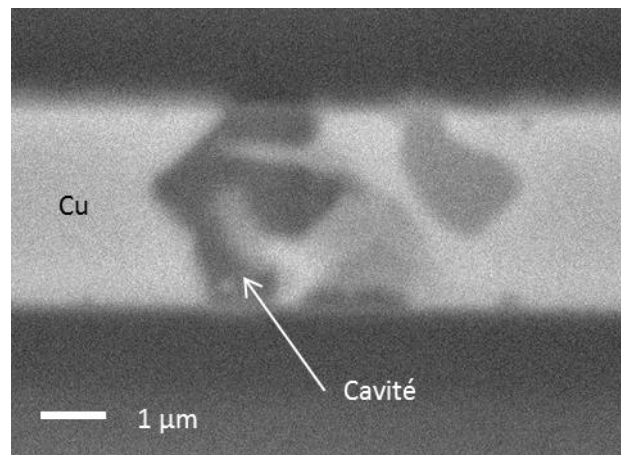


Figure 5.2 : micrographie d'une cavité provoquant la défaillance après 40 h de test ( $T = 350\text{ °C}$ ,  $j = 84\text{ mA}$ )

La comparaison des micrographies MEB et de la courbe d'évolution de la résistance électrique (figure 5.3-a) révèle l'impact des cavités dès le début de l'essai d'électromigration, avec une augmentation progressive de la résistance (figure 5.3-b). La déplétion totale de la ligne provoque un saut de la résistance électrique, qui conduit à la défaillance de la structure. Cependant, même sans cet événement, l'augmentation de 10 % de la résistance n'aurait pas tardé.

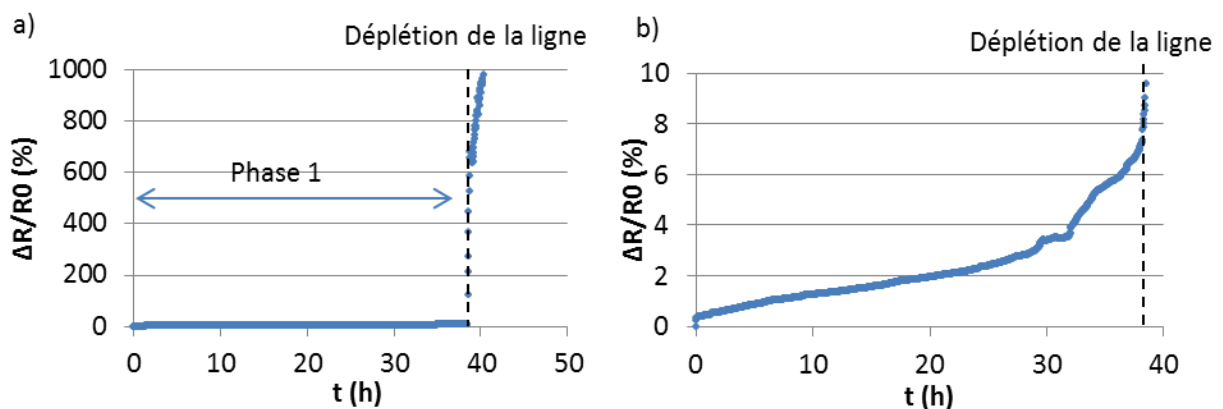


Figure 5.3 : a) évolution de la résistance électrique b) zoom sur la phase 1

Compte tenu de l'intérêt des premiers résultats et du rôle qu'aura le collage hybride dans le développement de l'intégration 3D, ces premiers essais d'électromigration *in operando* ne constituent qu'un premier pas avant une étude plus approfondie.

Au cours de cette thèse, la méthode de caractérisation *in operando* a fait ses preuves pour améliorer la compréhension de l'endommagement par électromigration des interconnexions. Des résultats inédits ont été obtenus aussi bien dans l'analyse des défaillances à l'aplomb d'un TSV haute densité que d'une interconnexion de type collage hybride de dernière génération. Ces résultats sont de bon augure pour le prochain défi auquel s'attaquent STMicroelectronics et le CEA Leti : la fiabilité de la couche de redistribution du courant<sup>1</sup>. Ses performances médiocres en termes de durée de vie font d'elle le point faible de l'intégration 3D. Les premiers résultats concernant le collage sont d'autant plus intéressants que le mode de défaillance de la RDL est *a priori* similaire. En effet, il est attendu qu'un ensemble de cavités provoque l'augmentation de la résistance bien avant la déplétion totale de la section.

Cependant, avant d'arrêter l'étude de la fiabilité des structures avec TSV *last* haute densité, il convient encore d'approfondir l'analyse, notamment sur l'influence de l'orientation cristalline. L'idéal serait de parvenir à trouver un équipement pour réaliser des caractérisations EBSD *in operando*, mais à défaut, reconduire la méthodologie utilisée au cours de cette thèse suffirait. Pour bien déterminer le rôle des différentes orientations, il serait intéressant de comparer la durée de vie de deux types d'échantillons : avec une très forte texture {111} pour le premier, {001} pour le second. Il est également souhaitable de développer une méthode d'automatisation de la réalisation des micrographies MEB.

La modification des conditions de test enrichirait également la compréhension du mécanisme d'électromigration. Les deux principales possibilités sont l'inversion du sens du courant et le changement du type de consigne électrique.

Tout d'abord, par l'inversion de la polarisation du courant, la position du défaut tueur est forcée dans la ligne *inf* sous le TSV. Un tel essai mérite d'être mené, car la structure du côté du TSV isolé est asymétrique (haut/bas).

Au préalable, il est nécessaire d'adapter la méthode de préparation d'échantillons, pour retirer l'oxyde et le silicium cachant la ligne *inf* sous le TSV. Deux pistes ont été explorées, sans succès pour l'instant et une troisième plus prometteuse est en cours de réalisation.

Ensuite, il est également envisageable d'envoyer un signal carré alternatif (figure 5.4) pour favoriser l'observation du mécanisme de guérison.

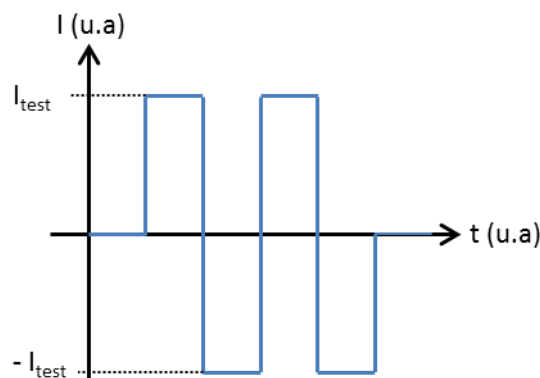


Figure 5.4 : consignes pour un essai d'électromigration en polarisation changeante

<sup>1</sup> Elle n'est généralement pas réalisée en intégration double-damascène contrairement aux structures de cette étude.

Pour finir, il est essentiel de ne pas perdre de vue que l'objectif final est le développement d'un modèle prédictif de la défaillance. Les bases du modèle ont été posées avec une gestion partielle de la phase de nucléation des cavités, mais il reste de nombreux éléments à apporter. Tout d'abord, il sera nécessaire de résoudre les problèmes rencontrés lors de l'ajout de la brique mécanique ou du passage à la structure complexe. Ensuite, seront ajoutés les différents chemins de diffusion puis la microstructure. Dans un deuxième temps, la croissance des cavités sera modélisée. Enfin, le lien entre les deux phases sera réalisé. Les résultats obtenus grâce à la méthodologie *in operando* seront alors utilisés pour valider les simulations numériques. Seulement alors, il sera possible d'intégrer l'outil dans la chaîne de développement des technologies. Il sera ainsi possible d'étudier la fiabilité des structures et plus encore d'assurer la durée de vie des circuits intégrés 3D dès leur phase de développement.



# Bibliographie

---

- [ALLNATT1967] A. R. Allnatt, A. V. Chadwick, "Thermal Diffusion in Crystalline Solids", *Chemical Reviews*, vol. 67, n°. 6, p. 681–705, 1967.
- [ANADEF] ANADEF. Concours photo 2010. Disponible sur <http://www.anadef.org/anadef/concours-photos-2010.html> (mis à jour le 17/11/2014).
- [ANDRICACOS1998] P. C. Andricacos, "Damascene copper electroplating for chip interconnections", *IBM Journal of Research and Development*, vol. 42, n°. 5, 1998.
- [ARNAUD2003] L. Arnaud, T. Berger, G. Reimbold, "Evidence of grain-boundary versus interface diffusion in electromigration experiments in copper damascene interconnects", *J. Appl. Phys.*, n°. 93, p. 192, 2003.
- [ARNAUD2011] L. Arnaud, P. Lamontagne, R. Galand, "Electromigration Induced Void Kinetics in Cu Interconnects for Advanced CMOS Nodes", *International Reliability Physics Symposium (IRPS)*, Monterey, CA, USA, 10-14 Avril 2011.
- [BANA2013] F. Bana, D. Ney, L. Arnaud, Y. Wouters, "Microstructure local effect for electromigration reliability improvement and Cu damascene lines design rules relaxation", *IRPS*, p. 2C.2.1–2C.2.6, Monterey, CA, USA, 14-18 Avril 2013.
- [BEREMBAUM1971] L. Berenbaum, B. Patnaik, "Study of Failure Mechanisms in Al-Cu Thin Films by High voltage Electron Microscopy", *Appl. Phys. Lett.*, vol. 18, n°. 7, p. 284–286, 1971.
- [BESSER1992] P. R. Besser, M. C. Madden, P. A. Flinn, "In situ scanning electron microscopy observation of the dynamic behavior of electromigration voids in passivated aluminum lines", *J. Appl. Phys.*, vol. 72, n°. 8, p. 3792, 1992.
- [BHATE2000] D. N. Bhate, A. Kumar, A. F. Bower, "Diffuse interface model for electromigration and stress voiding", *J. Appl. Phys.*, vol. 87, n°. 4, p. 1712, 2000.
- [BLACK1967] J. R. Black, "Mass Transport of Aluminum by Momentum Exchange with Conducting Electrons", *IRPS*, p. 148-159, Los Angeles, CA, USA, 6-8 Nov. 1967.
- [BLECH1976] I. A. Blech, C. Herring, "Stress generation by electromigration", *Appl. Phys. Lett.*, vol. 29, n°. 3, p. 131, 1976.



- [BUDIMAN2006] A. S. Budiman, W. D. Nix, N. Tamura, B. C. Valek, K. Gadre, J. Maiz, R. Spolenak, J. R. Patel, "Crystal plasticity in Cu damascene interconnect lines undergoing electromigration as revealed by synchrotron x-ray microdiffraction", *Appl. Phys. Lett.*, vol. 88, n°. 23, p. 233515, 2006.
- [BUDIMAN2007] A. S. Budiman, C. S. Hau-Riege, P. R. Besser, A. Marathe, Y.-C. Joo, N. Tamura, J. R. Patel, W. D. Nix, "Plasticity-Amplified Diffusivity: Dislocation Cores as Fast Diffusion Paths in CU Interconnects", *IRPS*, p. 122-127, Phoenix, AZ, USA, 15-19 April 2007.
- [BUDIMAN2008] A. S. Budiman, P. R. Besser, C. S. Hau-Riege, A. Marathe, Y.-C. Joo, N. Tamura, J. R. Patel, W. D. Nix, "Electromigration-Induced Plasticity: Texture Correlation and Implications for Reliability Assessment", *Journal of Electronic Materials*, vol. 38, no. 3, p. 379-391, 2008.
- [BUDIMAN2010] A. S. Budiman, C. S. Hau-Riege, W. C. Baek, C. Lor, A. Huang, H. S. Kim, G. Neubauer, J. Pak, P. R. Besser, W. D. Nix, "Electromigration-Induced Plastic Deformation in Cu Interconnects: Effects on Current Density Exponent, n, and Implications for EM Reliability Assessment", *Journal of Electronic Materials*, vol. 39, n°. 11, p. 2483-2488, 2010.
- [CACHO2007] F. Cacho, V. Fiori, L. Doyen, C. Chappaz, C. Tavernier, H. Jaouen, "Electromigration induced failure mechanism: Multiphysics model and correlation with experiments", *Proceedings of COMSOL User Conference* (Grenoble), p. 1-6, 2008.
- [CACHO2008] F. Cacho, V. Fiori, L. Doyen, C. Chappaz, C. Tavernier, H. Jaouen, "Electromigration induced failure mechanism: Multiphysics model and correlation with experiments", *EuroSimE*, p. 1-6, Freiburg, Germany, 21-23 April 2008.
- [CADIX2010] L. Cadix, «Intégration, caractérisation et modélisation des TSV pour les empilements 3D de puces », Manuscrit de thèse, Université de Savoie, Bourget-du-Lac, 2010.
- [CASSIDY2012] C. Cassidy, J. Kraft, S. Carniello, F. Roger, H. Ceric, A. P. Singulani, E. Langer, F. Schrank, "Through Silicon Via Reliability", *IEEE Transactions on Device and Material Reliability*, vol. 12, n°. 2, p. 285-295, 2012.
- [CERIC2005] H. Ceric, V. Deshpande, C. Hollauer, S. Holzer, T. Grasser, S. Selberherr, "Comprehensive analysis of vacancy dynamics due to electromigration", *International Symposium on the Physical and Failure Analysis of Integrated Circuits (IPFA)*, p. 100-103, Singapore, 27 Juin – 1er Juillet 2005.
- [CERIC2006] H. Ceric, R. Heinzl, C. Hollauer, T. Grasser, S. Selberherr, "Microstructure and Stress Aspects of Electromigration Modeling," *Proc. Of the Stress Induced Phenomena in Metallization: 8<sup>th</sup> International Workshop*, p. 262–268, 2006.

- [CERIC2011] H. Ceric, S. Selberherr, "Electromigration in submicron interconnect features of integrated circuits", *Materials Science and Engineering*, vol. 71, n<sup>o</sup>. 5-6, p. 53-86, 2011.
- [CHAABOUNI2010] H. Chaabouni, M. Rousseau, P. Leduc, A. Farcy, R. El Farhane, A. Thuair, G. Haury, A. Valentian, G. Billiot, M. Assous, F. de Crecy, J. Cluzel, A. Toffoli, D. Bouchu, L. Cadix, T. Lacrevez, P. Ancey, N. Sillon, B. Flechet, "Investigation on TSV Impact on 56nm CMOS devices and circuits", International Electron Devices Meeting (*IEDM*), p. 35.1.1-35.1.4, San Francisco, CA, USA, 6-8 Déc. 2010.
- [CHEN2009] F. Chen, M. Shinosky, B. Li, J. Gambrio, S. Mongeon, P. Pokrinchak, J. Aitken, D. Badami, M. Angyal, R. Achanta, G. Bonilla, G. Yang, P. Liu, K. Li, J. Sudijono, Y. Tan, T. J. Tang, C. Child, "Critical Ultra Low-k TDDDB Reliability Issues For Advanced CMOS Technologies", *IRPS*, p. 462-475, Montreal, QC, Canada, 26-30 Avril 2009.
- [CHEN2010] Z. Chen, Z. Lu, X. Wang, S. Liu, "Modeling of electromigration of the through silicon via interconnects", *ICEPT-HDP*, p. 1221-1225, 2010
- [CHOI2007] Z.-S. Choi, R. Mönig, C. V. Thompson, "Activation energy and prefactor for surface electromigration and void drift in Cu interconnects", *J. Appl. Phys.*, vol. 102, n<sup>o</sup> 8, p. 083509, 2007.
- [CHOI2012] H.-J. Choi, S.-M. Choi, M.-S. Yeo, S.-D. Cho, D.-C. Baek, J. Park, "An experimental study on the TSV reliability: Electromigration (EM) and time dependent dielectric breakdown (TDDDB)", *Int. Interconnect Technology Conference (IITC)*, p. 1-3, San Jose, CA, USA, 4-6 Juin 2012.
- [CLEMENS1997] B. M. Clemens, W. D. Nix, R. J. Gleixner, "Void Nucleation on a Contaminated Patch", *J. of Materials Research*, vol. 12, n<sup>o</sup>. 08, p. 2038-2042, 2011.
- [CLEMENT2001] J. J. Clement, "Electromigration modeling for integrated circuit interconnect reliability analysis", *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, vol. 1, n<sup>o</sup>. 1, p. 33-42, 2001.
- [COUDRAIN2012] P. Coudrain, J.-P. Colonna, C. Aumont, G. Garnier, P. Chausse, R. Segaud, K. Vial, A. Jouve, T. Mourier, T. Matis, P. Besson, L. Gabette, C. Brunet-Manquat, N. Allouti, C. Laviron, S. Cheramy, E. Saugier, J. Pruvost, A. Farcy, N. Hotellier, "Towards Efficient and Reliable 300mm 3D Technology for Wide I/O Interconnects", oral presentation, Electronics Packaging Technology Conference (*EPTC*), Singapore, 2012.
- [CROES2013] K. Croes, Y. Li, M. Lofrano, C. J. Wilson, T. Tokei, "Intrinsic study of current crowding and current density gradient effects on electromigration in BEOL copper interconnects", *IRPS*, p. 2C.3.1-2C.3.4, Monterey, CA, USA, 14-18 Avril 2013.

- [DALLEAU2001] D. Dalleau, K. Weide-Zaage, "Three-Dimensional Voids Simulation in chip Metallization Structures: a Contribution to Reliability Evaluation", *Microelectronics Reliability*, vol. 41, n°. 9-10, p. 1625-1630, 2001.
- [DION2001] M. J. Dion, "Reservoir modeling for electromigration improvement of metal systems with refractory barriers", *IRPS*, p. 327-333, Monterey, CA, USA, 10-14 Avril 2011.
- [DOYEN2008] L. Doyen, E. Petitprez, P. Waltz, X. Federspiel, L. Arnaud, Y. Wouters, "Extensive analysis of resistance evolution due to electromigration induced degradation", *J. Appl. Phys.*, vol. 104, n°. 12, p. 123521, 2008.
- [DOYEN2009] L. Doyen, « Caractérisation électrique de l'endommagement par électromigration des interconnexions en cuivre pour les technologies avancées de la microélectronique », Manuscrit de thèse, Institut National Polytechnique de Grenoble, Grenoble, 2009.
- [DWYER2010] V. M. Dwyer, "An investigation of electromigration induced void nucleation time statistics in short copper interconnects", *J. Appl. Phys.*, vol. 107, n°. 10, p. 103718, 2010.
- [FLINN1995] P.A. Flinn, "Mechanical stress in VLSI interconnects: origins, effects, measurement, and modeling", *MRS Bulletin*, vol. 20, n°. 11, p. 70-73, 1995.
- [FRANK2011a] T. Frank, C. Chappaz, P. Leduc, L. Arnaud, F. Lorut, S. Moreau, A. Thuai, R. El Farhane, L. Anghel, "Resistance increase due to electromigration induced depletion under TSV", *IRPS*, p. 3F.4.1-3F.4.6, Monterey, CA, USA, 10-14 Avril 2011.
- [FRANK2011b] T. Frank, S. Moreau, C. Chappaz, P. Leduc, L. Arnaud, F. Lorut, A. Thuai, L. Anghel, "Electromigration behavior of 3D-IC TSV Comparison of usual thin metal line vs. thick metal line process", *International Test Conference (ITC) 3D Test Electronic Workshop Digest*, Anaheim, CA, USA, 20-22 Sept. 2011.
- [FRANK2012] T. Frank, S. Moreau, C. Chappaz, L. Arnaud, P. Leduc, F. Lorut, A. Thuai, L. Anghel, "Electromigration behavior of 3D-IC TSV interconnects", *Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, p. 326-330, San Diego, CA, USA, 29 May – 1er Juin 2012
- [FRANK2013] T. Frank, S. Moreau, C. Chappaz, P. Leduc, L. Arnaud, A. Thuai, E. Cherry, F. Lorut, L. Anghel, G. Poupon, "Reliability of TSV interconnects: Electromigration, thermal cycling, and impact on above metal level dielectric", *Microelectronics Reliability*, n°. 53, p. 17-29, 2013.
- [FURUYA2013] R. Furuya, C. Fan, O. Asai, K. Suzuki, H. Miura, "Improvement of the Reliability of TSV Interconnections by Controlling the Crystallinity of Electroplated Copper Thin Films", *ECTC*, p. 635-640, Las Vegas, NV, USA, 28-31 Mai 2013.

- [GARIKIPATI2001] K. Garikipati, L. Bassman, M. Deal, "A Lattice-Based Micromechanical Continuum Formulation for Stress-Driven Mass Transport in Polycrystalline Solids," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 49, p. 1209–1237, 2001.
- [GLEIXNER1999] R. J. Gleixner, W. D. Nix, "A physically based model of electromigration and stress-induced void formation in microelectronic interconnects," *J. Appl. Phys.*, vol. 86, no. 4, p. 1932–1944, 1999.
- [GRONE1961] A. R. Grone, "Current-induced marker motion in copper", *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, vol. 20, n<sup>o</sup>. 1-2, p. 88-93, 1961.
- [GUIRALDENQ1994] P. Guiraldenq, « Diffusion dans les métaux », *Techniques de l'ingénieur*, M55-1 – M55-39, 1994.
- [HAU-RIEGE2001] C. S. Hau-Riege, C. V. Thompson, "Electromigration in Cu interconnects with very different grain structures," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 78, p. 3451–3453, 2001.
- [HAUSCHILDT2005] M. Hauschildt, "Statistical Analysis of Electromigration Lifetimes and Void Evolution in Cu Interconnects", PhD Dissertation, University of Texas, Austin, 2005.
- [HU1999a] C. K. Hu, R. Rosenberg, K. Y. Lee, "Electromigration path in Cu thin-film lines," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 74, p. 2945–2947, 1999.
- [HU1999b] C. K. Hu, R. Rosenberg, H.S. Rathore, D. B. Nguyen, B. Agarwala, "Scaling effect on electromigration in on-chip Cu wiring", *IITC*, p. 267–269, San Francisco, CA, USA, 26 May 1999.
- [HU2003] C.-K. Hu, L. Gignac, E. Liniger, B. Herbst, D. L. Rath, S. T. Chen, S. Kaldor, A. Simon, W.-T. Tseng, "Comparison of Cu electromigration lifetime in Cu interconnects coated with various caps." *Appl. Phys. Lett.*, 83 (5):869–871, 2003.
- [HU2007] C.-K. Hu, L. Gignac, B. Baker, E. Liniger, R. Yu, "Impact of Cu microstructure on electromigration reliability", *IITC*, p. 93-95, Burlingame, CA, USA, 4-6 Juin 2007.
- [HUANG2008] Q. Huang, C. M. Lilley, "Electrical Failure Analysis of Au Nanowires", *IEEE Transactions on Nanotechnology*, vol. 7, n<sup>o</sup> 6, p. 688-692, 2008.
- [HUMMLER2013] K. Hummler, B. Sapp, J.R. Lloyd, S. Kruger, S. Olson, S.B. Park, B. Murray, D. Jung, S. Cain, A. Park, D. Ferrone, I. Ali, "TSV and Cu-Cu Direct Bond Wafer and Package-Level Reliability", *ECTC*, p. 41-48, Las Vegas, NV, USA, 28-31 Mai 2013.
- [ICHINOKAWA1993] T. Ichinokawa, H. Izumi, C. Haginoya, H. Itoh, "Electromigration of metallic islands on the Si (001) surface", *Physical Review B*, vol. 47, n<sup>o</sup> 15, p. 9654-9657, 1993.

- [ITRS2011] ITRS roadmap 2011, Semiconductor industry association.
- [KAANTA1991] C. W. Kaanta, S. G. Bombardier, W. J. Cote, W. R. Hill, G. Kerszykowski, H. S. Landis, D. J. Poindexter, C. W. Pollard, G. H. Ross, J. G. Ryan, S. Wolff, J. E. Cronin, "Dual Damascene: A ULSI Wiring Technology" , *VMIC*, 1991.
- [KANAYA1972] K. Kayana, S. Okayama, "Penetration and energy-loss theory of electrons in solid targets", *J. Appl. Phys.*, vol. 5, n°. 1, p. 43-58, 1972.
- [KIRCHHEIM1992] R. Kirchheim, "Stress and Electromigration in Al-Lines of Integrated Circuits," *Acta Metall. Mater.*, vol. 40, n°. 2, p. 309–323, 1992.
- [KOETTER2000] T.G. Koetter, H. Wendrock, H. Schuehrer, C. Wenzel, K. Wetzig, "Relationship between microstructure and electromigration damage in unpassivated PVD copper damascene interconnects", *Microelectronics Reliability*, n°. 40, p. 1295, 2000.
- [KORHONEN1993] M. A. Korhonen, P. Bořgesen, K. N. Tu, C. Y. Li, "Stress evolution due to electromigration in confined metal lines", *J. Appl. Phys.*, vol. 73, n°. 8, p. 3790, 1993.
- [LAMONTAGNE2010] P. Lamontagne, D. Ney, Y. Wouters, "Effect of Reservoir on Electromigration of Short Interconnects", *Int. Integrated Reliability Workshop (IIRW)*, S. Lake Tahoe, CA, USA, 17-21 Oct. 2010.
- [LANCE2010] A. de la Lance, B. Bensaude-Vincent, E. Gaffet, L. Laurent, M. Detilleux, M. Peres, R. Guillemaud, V. Tournay, X. Bigard, Y. Perrot, « Augmentation des performances humaines avec les nouvelles technologies : Quelles implications pour la défense et la sécurité ? », *les travaux de l'Irsem II : club de réflexion et de recherche stratégique de l'Iserm*, 2010.
- [LANE2003] M. W. Lane, E. G. Liniger, J. R. Lloyd, « Relationship between interfacial adhesion and electromigration in Cu metallization », *J. Appl. Phys.*, vol. 93, n° 3, p. 1417, 2003.
- [LI2007] W. Li, M. Tan, Y. Hou, "Dynamic Simulation of Electromigration in Polycrystalline Interconnect Thin Film Using Combined Monte Carlo algorithm and Finite Element Modeling," *J. Appl. Phys.*, vol. 101, p. 104314, 2007.
- [LIAO2010] C.-N. Liao, K.-C. Chen, W.-W. Wu, L.-J. Chen, K. N. Tu, « In-situ transmission electron microscopy study of nanotwinned copper under electromigration », *Int. Nanoelectronics Conference*, p. 254-255, Hong-Kong, China, 3-8 Janv. 2010.
- [LIN2013] M. H. Lin, A. S. Oates, "Electromigration in Dual-Damascene CuMn Alloy IC Interconnect", *IEEE Transactions on devices and materials reliability*, vol. 13, n°. 1, p. 330-332, 2013.

- [LINIGER2002] E. Liniger, L. Gignac, C.-K. Hu, S. Kaldor, "In situ study of void growth kinetics in electroplated Cu lines", *J. Appl. Phys.*, vol. 92, n°. 4, p. 1803, 2002.
- [LLOYD1991] J. Lloyd « Electromigration failure », *J. Appl. Phys.*, vol. 69, n°. 11, p. 7601-7604, 1991.
- [LLOYD1999] J. R. Lloyd, "Electromigration in integrated circuit conductors", *J. Appl. Phys.*, vol. 32, n°. 17, p. R109-R118, 1999.
- [LLOYD2006] J. R. Lloyd, C. E. Murray, T. M. Shaw, M. W. Lane, X.-H. Liu, E. G. Liniger, "Theory for electromigration failure in Cu conductors", *AIP Conf.*, vol. 817, p. 23-33, 2006.
- [LLOYD2007] J. R. Lloyd, "Black's law revisited—Nucleation and growth in electromigration failure", *Microelectronics Reliability*, vol. 47, n°. 9-11, p. 1468-1472, 2007.
- [LODDER1998] A. Lodder, J.P. Dekker, "The Electromigration Force in Metallic Bulk", *AIP Conference*, n°. 418, p. 315-329, 1998.
- [MATHERAT2007] P. Matherat, « Une histoire de la microélectronique », *HAL*, 2007.
- [MEYER2002] M. A. Meyer, M. Herrmann, E. Langer, E. Zschech, "In situ SEM observation of electromigration phenomena in fully embedded copper interconnect structures", *Microelectronic Engineering*, vol. 64, n°. 1-4, p. 375-382, 2002.
- [MEYER2007] M. A. Meyer, "Effects of advanced process approaches on electromigration degradation of Cu on-chip interconnects", PhD Dissertation, Fakultät für Mathematik, Naturwissenschaften und Informatik der Brandenburgischen Technischen Universität Cottbus, Cottbus, 2007
- [MOORE1965] G. E. Moore, "Cramming more components onto integrated circuits", *Electronics Magazine*, vol. 38, n°. 8, 1965.
- [MOREAU2013] S. Moreau, D. Bouchu, "Reliability of Dual Damascene TSV for high density integration: The electromigration issue", *IRPS*, p. CP.1.1-CP.1.5, Monterey, CA, USA, 14-18 Avril 2013.
- [MOREAU2014] S. Moreau, Y. Beilliard, P. Coudrain, D. Bouchu, R. Taibi, L. Di Cioccio, "Mass transport-induced failure in direct copper (Cu) bonding interconnects for 3-D integration", *IRPS*, p. 3E.2.1 – 3E.2.6, Waikoloa, HI, USA, 1-5 Juin 2014.
- [MOREAU2015] Publication à venir.
- [NEY2007] D. Ney, « Etude de la fiabilité en électromigration dans les interconnexions en cuivre pour les technologies avancées de la microélectronique », Manuscrit de thèse, INP Grenoble, 2007

- [NOYONG2007] M. Noyong, K. Blech, A. Rosenberger, V. Klocke, U. Simon, "In situ nanomanipulation system for electrical measurements in SEM", *Measurement Science and Technology*, vol. 18, n°. 12, p. N84-N89, 2007.
- [NTRS1997] The National Technology Roadmap for Semiconductors, "Technology Needs", 1997. Disponible en ligne (dernière mise à jour : 04/02/2015) : <http://www.rennes.supelec.fr/ren/perso/gtourneu/enseignement/roadmap97.pdf>
- [OGAWA2002] E. T. Ogawa, L. Ki-Don, V. A. Blasche, P. S. Ho, "Electromigration reliability issues in dual-damascene Cu interconnections", *Transaction on Reliability*, vol. 51, n°. 4, p. 403-419, 2002.
- [ORHING1998] M. Ohring, "Reliability and Failure of Electronics Materials and Devices", USA, Academic Press, 1998. ISBN-10: 0-12-524985-3.
- [ORIO2010] R. L. de Orio, H. Ceric, S. Selberherr, "Physically based models of electromigration: From Black's equation to modern TCAD models", *Microelectronics Reliability*, vol. 50, n°. 6, p. 775-789, 2010.
- [ORIO2012] R. L. de Orio, H. Ceric, S. Selberherr, "Electromigration failure in a copper dual-damascene structure with a through silicon via", *Microelectronics Reliability*, vol. 52, n°. 9-10, p. 1981-1986, 2012.
- [ORIO2014] R. L. de Orio, S. Gousseau, S. Moreau, H. Ceric, S. Selberherr, A. Farcy, F. Bay, K. Inal, P. Montmitonnet, "On the Material Depletion Rate due to Electromigration in a Copper TSV Structure", *IIRW*, USA, Fallen Leaf, CA, USA, 12-16 Oct.2014.
- [PAK2011] J. Pak, M. Pathak, S. K. Lim, D. Z. Pan, "Modeling of electromigration in through-silicon-via based 3D IC", *ECTC*, p. 1420-1427, Lake Buena Vista, FL, USA, 31 Mai – 1er Juin 2011.
- [PAQUETON2006] H. Paqueton, J. Ruste, « Microscopie électronique à balayage - Images, applications et développements », *Techniques de l'ingénieur*, p. 866, 2006.
- [PARK1991] C.W. Park, R. W. Vook, "Activation energy for electromigration in Cu films", *Appl. Phys. Lett.*, vol. 59, p. 175-177, 1991
- [PATHAK2011] M. Pathak, J. Pak, D. Z. Pan, S. K. Lim, "Electromigration modeling and full-chip reliability analysis for BEOL interconnect in TSV-based 3D ICs", *Int. Conference on Computer-Aided Design*, p. 555-562, San Jose, CA, USA, 7-10 Nov. 2011.
- [ROSENBERG1971] R. Rosenberg, M. Orhing, "Void Formation and Growth During Electromigration in Thin Films", *J. Appl. Phys.*, vol. 42, n°. 13, p. 5671, 1971.

- [RYU1997] C. Ryu, A. L. S. Loke, T. Nogami, S. S. Wong, "Effect of Texture on The Electromigration of CVD Copper", *IRPS*, n°. 35, p. 201, Denver, CO, USA, 8-10 Avril 1997.
- [RYU1999] C. Ryu, K.-W. Kwon, A. L. S. Loke, H. Lee, T. Nogami, V. M. Dublin, R. A. Kavari, G. W. Ray, "Microstructure and reliability of copper interconnects", *IEEE Transaction on Electronics Devices*, vol. 46, n°. 6, p. 1113–1120, 1999.
- [SANGAMESWARAN2012] S. Sangamewaran, J. de Coster, G. Groeseneken, I. de Wolf, "Reliability test methodology for MEMS and MOEMS under electrical overstress and electrostatic discharge stress", *Journal of Micro/Nanolithography, MEMS, and MOEMS*, vol. 2., n°. 2, 2012.
- [SASAGAWA2000] K. Sasagawa, M. Hasegawa, M. Saka, H. Abe, "Atomic flux divergence in bamboo line for predicting initial formation of voids and hillocks", *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 33, n°. 1, p. 67-72, 2000.
- [SFYRIS2000] G. I. Sfyris, M. Rauf Gungor, D. Maroudas, "Electromigration-driven surface morphological stabilization of a coherently strained epitaxial thin film on a substrate", *J. Appl. Phys.*, n°. 96, p. 231911, 2010.
- [SHATZKES1986] M. Shatzkes, J. R. Lloyd, "A model for conductor failure considering diffusion concurrently with electromigration resulting in a current exponent of 2", *J. Appl. Phys.*, n°. 59, p. 3890-3893, 1986.
- [STAHLMECKE2007] B. Stahlmecke, G. Dumpich, "Influence of the electron beam on electromigration measurements within a scanning electron microscope", *Appl. Phys. Lett.*, vol. 90, n° 4, p. 043517, 2007.
- [SUKHAREV2002] V. Sukharev, R. Choudhury, C. W. Park, "Electromigration simulation in Cu-low-K multilevel interconnect segments", *IIRW*, p. 55-61, Lake Tahoe, CA, USA, 2002.
- [SUKHAREV2004] V. Sukharev, E. Zschech, "A model for electromigration-induced degradation mechanisms in dual-inlaid copper interconnects: Effect of interface bonding strength", *J. Appl. Phys.*, vol. 96, n°. 11, p. 6337, 2004.
- [SUKHAREV2007] V. Sukharev, E. Zschech, W. D. Nix, "A model for electromigration-induced degradation mechanisms in dual-inlaid copper interconnects: Effect of microstructure", *J. Appl. Phys.*, vol. 102, n°. 5, p. 053505, 2007.
- [SUKHAREV2009] V. Sukharev, A. Kteyan, E. Zschech, W. D. Nix, "Microstructure Effect on EM-Induced Degradations in Dual Inlaid Copper Interconnects", *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, vol. 9, n°. 1, p. 87-97, 2009.



- [SUKHAREV2012] V. Sukharev, A. Kteyan, E. Zschech, "Physics-Based Models for EM and SM Simulation in Three-Dimensional IC Structures", *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, vol. 12, n°. 2, p. 272-284, 2012.
- [TAN2006] C. M. Tan, A. Roy, "Investigation of the effect of temperature and stress gradients on accelerated EM test for Cu narrow interconnects", *Thin Solid Films*, vol. 504, n°. 1-2, p. 288-293, 2006.
- [TAN2010] Y. C. Tan, C. M. Tan, X. W. Zhang, T. C. Chai, D. Q. Yu, "Electromigration performance of Through Silicon Via (TSV) – A modeling approach", *Microelectronics Reliability*, vol. 50, n°. 9-11, p. 1336-1340, 2010.
- [THRASHER2001] S. Thrasher, C. Capasso, L. Zhao, R. Hernandez, P. Mulski, S. Rose, T. Nguyen, H. Kawasaki, "Blech effect in single-inlaid Cu interconnects", *IITC*, p. 117-119, Burlingame, CA, USA, 6 Juin 2001.
- [TU2011] K. N. Tu, "Reliability challenges in 3D IC packaging technology," *Microelectronics Reliability*, vol. 3, n°. 51, p. 517-523, 2011.
- [VAIRAGAR2004a] A. V. Vairagar, S. G. Mhaisalkar, A. Krishnamoorthy, K. N. Tu, A. M. Gusak, M. A. Meyer, E. Zschech, "In situ observation of electromigration-induced void migration in dual-damascene Cu interconnect structures", *Appl. Phys. Lett.*, vol. 85, n°. 13, p. 2502, 2004.
- [VAIRAGAR2004b] A. V. Vairagar, S. G. Mhaisalkar, A. Krishnamoorthy, "Electromigration Behavior of Dual-Damascene Cu Interconnects – Structure, Width, and Length Dependences", *Microelectronics Reliability*, vol. 44, n°. 5, p. 747–754, 2004.
- [VAIRAGAR2005] A. V. Vairagar, S. G. Mhaisalkar, M. A. Meyer, E. Zschech, A. Krishnamoorthy, K. N. Tu, A. M. Gusak, "Direct evidence of electromigration failure mechanism in dual-damascene Cu interconnect tree structures", *Appl. Phys. Lett.*, vol. 87, n°. 8, p. 081909, 2005.
- [VALEK2002] B. C. Valek, J. C. Bravman, N. Tamura, A. A. MacDowell, R. S. Celestre, H. A. Padmore, R. Spolenak, W. L. Brown, B. W. Batterman, J. R. Patel, "Electromigration-induced plastic deformation in passivated metal lines", *Appl. Phys. Lett.*, n°. 81, p. 4168, 2002.
- [WENDROCK2005] H. Wendrock, K. Mirpuri, S. Menzel, G. Schindler, K. Wetzig, "Correlation of electromigration defects in small damascene Cu interconnects with their microstructure", *Microelectronic Engineering*, vol. 82, n°. 3-4, p. 660-664, 2005.
- [XU2004] L. Xu, J. H. L. Pang, B. S. Xiong, "In-Situ Electromigration Studies on Sn-Ag-Cu Solder Joint By Digital Image Speckle Analysis (DISA)", *EPTC*, Singapore, 8-10 Déc. 2004.

- [YOLE2013] Rapport d'une étude commandée par STMicroelectronics auprès de la société Yole Développement, 2013
- [YOLE2014] Rapport d'une étude commandée par STMicroelectronics auprès de la société Yole Développement, 2014
- [ZSCHECH2004] E. Zschech, M. A. Meyer, E. Langer, "Effect of mass transport along interfaces and grain boundaries on copper interconnect degradation", *MRS Proceedings*, vol. 812, 2004.

# Annexe A : paramètres de résistance

Pour gérer l'aspect multi-matériaux, deux paramètres de résistance sont modélisés sur Forge.

Le premier est une résistance de contact,  $R_{contact}$ . Elle reproduit un éventuel saut de potentiel entre les domaines.

$$-\sigma_e \frac{dV}{dn} = \frac{V_2 - V_1}{R_{contact}} \quad (4.61)$$

Avec  $V_2$  et  $V_1$  les potentiels électriques dans les deux domaines en contact et  $n$  la normal au plan de contact (figure A.1).

Similairement, une résistance de migration,  $R_{migma}$ , est définie. Ce paramètre sera utilisable pour modéliser par exemple la difficulté de diffusion d'un grain à un autre selon le degré de désorientation.

$$-D_v \frac{dC_v}{dn} = \frac{C_{v2} - C_{v1}}{R_{migma}} \quad (4.62)$$

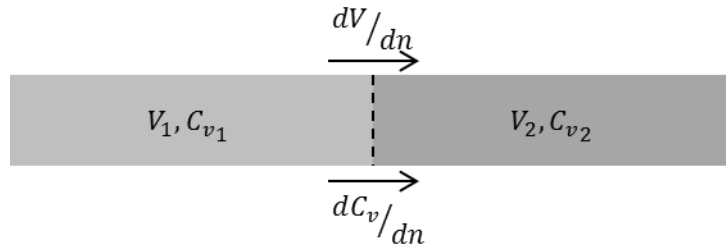


Figure A.1: illustration des paramètres  $R_{contact}$  et  $R_{migma}$



## Caractérisation *in operando* de l'endommagement par électromigration des interconnexions 3D – Vers un modèle éléments finis prédictif

**RESUME :** L'intégration 3D, mode de conception par empilement des puces, vise à la fois la densification des systèmes et la diversification des fonctions. La réduction des dimensions des interconnexions 3D et l'augmentation de la densité de courant accroissent les risques liés à l'électromigration. Une connaissance précise de ce phénomène est requise pour développer un modèle numérique prédictif de la défaillance et ainsi anticiper les difficultés dès le stade de la conception des technologies. Une méthode inédite d'observation *in operando* dans un MEB de l'endommagement par électromigration des interconnexions 3D est conçue. La structure d'étude avec des vias traversant le silicium (TSV) « haute densité » est testée à 350 °C avec une densité de courant injectée de l'ordre de 1 MA/cm<sup>2</sup>, et simultanément caractérisée. La réalisation régulière de micrographies informe sur la nucléation des cavités, forcée dans la ligne de cuivre au-dessus des TSV, et sur le scénario de leur évolution. La formation d'îlots et la guérison des cavités sont également observées au cours des essais (quelques dizaines à centaines d'heures). Une relation claire est établie entre l'évolution des cavités et celle de la résistance électrique du dispositif. Les différents essais, complétés par des analyses *post-mortem* (FIB-SEM, EBSD, MET) démontrent l'impact de la microstructure sur le mécanisme de déplétion. Les joints de grains sont des lieux préférentiels de nucléation et influencent l'évolution des cavités. Un effet probable de la taille des grains et de leur orientation cristalline est également révélé. Enfin, l'étude se consacre à l'implémentation d'un modèle multiphysique dans un code éléments finis de la phase de nucléation des cavités. Ce modèle est constitué des principaux termes de gestion de la migration.

**Mots clés :** Électromigration, caractérisation *in operando*, modélisation multiphysique, interconnexions 3D, TSV

### In Operando Characterization of Electromigration-Induced Damaging in 3D Interconnects-Toward a predictive finite elements model

**ABSTRACT:** 3D integration, conception mode of chips stacking, aims at both systems densification and functions diversification. The downsizing of 3D interconnects dimensions and the increase of current density rise the hazard related to electromigration. An accurate knowledge of the phenomenon is required to develop a predictive modeling of the failure in order to anticipate the difficulties as soon as the stage of technologies conception. Thus, a hitherto unseen SEM *in operando* observation method is devised. The test structure with "high density" through silicon vias (TSV) is tested at 350 °C with an injected current density of about 1 MA/cm<sup>2</sup>, and simultaneously characterized. Regular shots of micrographs inform about the voids nucleation, forced in copper lines above the TSV, and about the scenario of their evolution. Islets formation and voids curing are also observed during the tens to hundreds hours of tests. A clear relation is established between voids evolution and the one of the electrical resistance. The different tests, completed by *post-mortem* analyses (FIB-SEM, EBSD, TEM), demonstrate the impact of microstructure on the depletion mechanism. Grains boundaries are preferential voids nucleation sites and influence the voids evolution. A probable effect of grains size and crystallographic orientation is revealed. Finally, the study focuses on the implementation of a multiphysics modeling in a finite elements code of the voids nucleation phase. This modeling is constituted of the main terms of the migration management.

**Keywords :** Electromigration, *in operando* characterization, multiphysics modeling, 3D interconnects, TSV